

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

На правах рукописи

Дашкевич Нина Игоревна

«ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И РАЗРАБОТКА НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ
ПРИГОТОВЛЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ
ТИТАНА С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ФАСОННЫХ ОТЛИВОК С ЗАДАНЫМ
КОМПЛЕКСОМ СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ»

05.16.04. «Литейное производство»

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
доктор технических наук, профессор Белов В.Д.
Научный консультант:
доктор технических наук, профессор Белов Н.А.

Москва - 2018

ВВЕДЕНИЕ.....	5
ГЛАВА 1 ОБЗОР И АНАЛИЗ ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ ПО ТЕМЕ ИССЛЕДОВАНИЯ	9
1.1 Общие сведения о гамма-сплавах на основе алюминидов титана.....	9
1.2 Принципы легирования гамма-сплавов.....	16
1.3 Технологии изготовления слитков гамма-сплавов и фасонных отливок	27
1.3.1 Изготовление слитков.....	27
1.3.2 Особенности изготовления отливок из гамма-сплавов.....	30
1.4 Краткие выводы, цели и задачи исследования.....	34
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ	36
2.1 Объект исследования.....	36
2.2 Исходные материалы.....	37
2.3 Методика приготовления лигатур Al-Mo и Al-Nb.....	39
2.4 Методика приготовления гамма-сплавов на основе титана.....	39
2.4.1 Приготовление гамма-сплавов на основе титана в вакуумной индукционной плавильно-заливочной установке Consarc.....	39
2.4.2 Приготовление гамма-сплавов на основе титана в лабораторной вакуумной дуговой печи Arc200.....	40
2.5 Методика термообработки образцов из титановых сплавов.....	40
2.6 Методика исследования структуры и свойств лигатур и гамма-сплавов на основе титана.....	41
2.6.1 Определение плотности лигатур.....	41
2.6.2 Методика металлографического исследования и определения химического и фазового состава образцов из титановых сплавов.....	41
2.6.3 Методика определения механических свойств образцов из титановых сплавов.....	42
2.7 Методика расчетного количественного анализа фазового состава сплавов на основе титана и анализа заливки формы и формирования отливки лопатки КВД.....	42
ГЛАВА 3 КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТРОЙНЫХ, ЧЕТВЕРНЫХ И ПЯТЕРНЫХ СИСТЕМ В ОБЛАСТИ ГАММА-СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА.....	43
3.1 Расчетный анализ тройных систем Ti-Al-X.....	43
3.1.1 Политермические разрезы тройных систем.....	44
3.1.2 Изотермические разрезы тройных систем.....	50

3.1.3 Фазовый состав тройных сплавов.....	57
3.1.4 Фазовые превращения в тройных сплавах.....	61
3.2 Расчетный анализ четверных систем Ti-Al-X-Y.....	64
3.2.1. Политермические разрезы четверных систем.....	65
3.2.2 Изотермические разрезы четверных систем.....	69
3.2.3 Фазовый состав четверных сплавов.....	84
3.2.4 Фазовые превращения в четверных сплавах.....	111
3.3 Расчетный анализ пятерных систем.....	116
3.3.1 Изотермические разрезы пятерных систем.....	117
3.3.2 Фазовый состав пятерных сплавов.....	126
3.3.3 Фазовые превращения в пятерных сплавах.....	138
3.4 Выводы по разделу.....	139
ГЛАВА 4 ТЕХНОЛОГИЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ГАММА СПЛАВОВ Ti-AL, ЛЕГИРОВАННЫХ Nb, Mo, Cr, Zr.....	142
4.1 Исследование процесса приготовления перспективных гамма-сплавов на основе Ti-Al в индукционной печи с холодным медным тиглем.....	142
4.2 Исследование и разработка технологии приготовления перспективных гамма- сплавов на основе Ti-Al в дуговой печи с использованием лигатур тугоплавких металлов.....	148
4.2.1 Разработка состава и технологии приготовления лигатур на основе Al-Mo и Al-Nb.	151
4.2.2 Разработка технологии приготовления сплава-аналога TNM-B1 с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи.....	159
4.2.2.1 Исследование структуры и свойств сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи.....	177
4.3 Выводы по разделу.....	189
ГЛАВА 5 ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ РАЗРАБОТАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ ГАММА СПЛАВОВ Ti-Al.....	192
5.1 Сравнительный анализ эффективности новой и традиционной технологий изготовления фасонных отливок из гамма-сплава Ti-Al.....	192
5.2 Выводы по разделу.....	206
ВЫВОДЫ	208
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.....	210
ПРИЛОЖЕНИЕ А. Результаты расчетов фазового состава тройных сплавов Ti-Al-X.....	219

ПРИЛОЖЕНИЕ Б. Результаты расчетов фазовых превращения в тройных сплавах Ti-Al-X.....	235
ПРИЛОЖЕНИЕ В. Акт ПАО «ОДК-УМПО» от 27.03.2018 г.....	247
ПРИЛОЖЕНИЕ Г. Акт изготовления отливки «Лопатка турбины» в лабораторных условиях НИТУ «МИСиС».....	248
ПРИЛОЖЕНИЕ Д. Технологическая карта процесса приготовления перспективных гамма-сплавов на основе Ti-Al в дуговой печи с использованием лигатур тугоплавких металлов.....	249

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Анализ развития науки и технологий показывает, что в настоящее время в мире область интерметаллидных материалов активно развивается и продолжит свое развитие в будущем [1-5]. Эти материалы с улучшенными служебными характеристиками необходимы, в том числе, для создания изделий авиационной техники нового поколения. На сегодняшний день ведущими организациями в аэрокосмической отрасли определены следующие приоритетные задачи создания самолетов будущего: сокращение до 75 % выбросов оксидов азота в окружающую среду, снижение расхода топлива более чем на 70 %. Для реализации данных задач требуется разработка новых материалов, в том числе на основе лёгких металлов, в частности, интерметаллидов титана.

В настоящее время в России АО «Объединенная двигателестроительная корпорация» (АО «ОДК») реализует приоритетные Правительственные программы по созданию и освоению серийного производства перспективных газотурбинных двигателей, в частности семейства двигателей на базе ПД-14, ПД35, двигателей 5 и 6 поколений и др. Определены основные задачи двигателестроения в России. В гражданской авиации для газотурбинных двигателей стоит задача увеличения полного назначенного ресурса, повышения экономичности на 10-15 %, снижения эмиссии вредных веществ и уровня шума, трудоемкости в техобслуживании – в 2 раза [2]. Реализация поставленных задач возможна только при использовании новых материалов, в том числе на основе интерметаллидов. В соответствии с решением о закреплении разработки «критических» технологий в рамках проекта «Двигатель ПД 35», утвержденного Генеральным директором АО «ОДК» от 12.04.2017 года, и техническим заданием ТЗ-0016-2016 «Технология изготовления деталей ТНД из сплавов на основе интерметаллида γ TiAl», в двигателе ПД35 из гамма-алюминиды титана будут изготавливаться 3 ступени рабочих и сопловых лопаток.

Литейные сплавы на основе гамма-алюминиды титана TiAl (далее гамма-сплавы) являются одними из наиболее перспективных материалов для получения лопаток турбины и компрессора газотурбинных двигателей нового поколения. Основным достоинством данных сплавов является сочетание низкой плотности и необходимого комплекса механических свойств: прочности, пластичности, усталостных свойств и жаропрочности. При замене никелевых сплавов для изготовления лопаток турбины и компрессора гамма-сплавами происходит снижение почти в 2 раза массы лопаток, что обеспечивает уменьшение действующих центробежных напряжений в компрессоре и турбинах почти в 2 раза, снижение момента инерции турбин и компрессоров, уменьшение удельного расхода топлива, уменьшение

выбросов в атмосферу парниковых газов, снижение уровня шума, возможно дальнейшее снижение массы дисков, в которых крепятся рабочие лопатки, облегчение и снижение массы элементов статора.

Особенностью гамма-сплавов является высокая чувствительность их фазового состава даже к небольшим изменениям концентраций легирующих элементов и параметрам технологии производства, в том числе приготовления сплавов, режимов охлаждения и термической обработки отливок. Фазовый состав определяет структуру сплавов и, в конечном итоге, их механические и литейные свойства, в том числе прочность, пластичность и склонность к трещинообразованию в процессе формирования отливки. По этой причине контроль фазового состава гамма-сплавов на количественном уровне необходим для обеспечения заданных эксплуатационных характеристик лопаток.

Современные гамма-сплавы содержат кроме алюминия другие легирующие компоненты (Nb, Cr, Mo, Zr, W и др). На сегодняшний день одним из наиболее перспективных разработок являются так называемые гамма-сплавы 3-его поколения типа TNM-B1 ($\text{Ti}_{43,5}\text{Al}_{14}\text{Nb}_1\text{Mo}_{0,1}\text{B}$), содержащие помимо алюминия ниобий и молибден.

Для разработки новых составов и организации производства в России отливок из гамма-сплавов требуется количественный анализ фазового состава тройных, четверных и пятерных систем в области гамма-сплавов на основе алюминида титана и разработка эффективной технологии получения гамма-сплавов и отливок из них. Работы по изучению гамма-сплавов проводятся ведущими российскими учеными, в том числе результаты расчётных исследований опубликованы в учебном пособии под общей редакцией академика РАН, профессора Каблова Е.Н., «Фазовый состав многокомпонентных гамма-сплавов на основе алюминидов титана» (Авторы Белов Н.А., Белов В.Д., Дашкевич Н.И., Издательство ВИАМ, 2018 г, 348 с.).

Исходя из вышесказанного, весьма актуальным является исследование фазового состава и разработка новой технологии приготовления российских многокомпонентных гамма-сплавов на основе титана с целью получения фасонных отливок с заданным комплексом служебных свойств

Цель работы: разработка эффективной технологии получения гамма-сплавов и отливок из них на основе количественного анализа фазового состава тройных, четверных и пятерных систем в области гамма-алюминида титана.

Для достижения поставленных целей в работе решались следующие задачи:

1. Проведение расчетного анализа тройных, четверных и пятерных систем на основе Ti-Al в области гамма-сплавов с содержанием в композициях Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn и Si.

2. Разработка новой технологии приготовления гамма-сплава системы Ti-Al-Nb-Mo с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb.

3. Исследование структуры и свойств сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb.

4. Сравнительный анализ эффективности использования новой технологии изготовления отливок из сплава-аналога TNM-B1 с традиционной технологией производства отливок из базового сплава TNM-B1.

Научная новизна

1. Установлены особенности фазовых превращений при равновесной и неравновесной кристаллизации, составы фаз при различных температурах и температуры фазовых переходов в системах Ti-Al-X, Ti-Al-X-Y, Ti-Al-Nb-X-Y. Определено влияние различных легирующих элементов на интервал кристаллизации гамма-сплавов на основе алюминидов титана.

2. Определены составы перспективных гамма-сплавов с оптимальным соотношением α , γ , β , α_2 фаз, обеспечивающим повышение эксплуатационных свойств отливок: Ti-43Al-4Nb-1Mo, Ti-40Al-4Nb-1Mo, Ti-43Al-4Nb-1Mo-1Cr, Ti-43Al-4Nb-1Mo-1Cr-1Zr.

3. Установлено влияние примесей в исходной титановой шихте на структуру гамма-сплавов и отливок из них. Показано, что требуемую структуру сплава, соответствующую базовому сплаву TNM-B1, нельзя получить, используя в шихте губчатый титан марки ТГ 110, но возможно ее получение при применении иодного титана.

Практическая значимость

1. Разработана новая импортозамещающая технология получения гамма-сплавов Ti-Al, основанная на использовании лигатур Al-Mo и Al-Nb, обеспечивающих введение основных легирующих элементов в расплав с максимальной эффективностью их усвоения за счет температуры плавления и плотности лигатур.

2. Определены составы лигатур Al-Mo и Al-Nb и исследованы их свойства (плотность, теплоемкость, теплопроводность, электропроводность), подтверждающие перспективность получения гамма-сплавов одностадийным переплавом в индукционной печи. Этот способ существенно эффективней по сравнению с многостадийным дуговым переплавом.

3. Предложен новый способ получения отливок из гамма-сплавов Ti-Al, основанный на совмещении процесса приготовления сплава с использованием лигатур и литья в многоразовые графитовые формы, изготовленные по безмодельной технологии.

Апробация работы

Основные положения работы докладывались на: 10-ой международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» (13-17 ноября 2017 г., Москва, НИТУ «МИСиС»); 25-ой юбилейной Международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2017. Беларусь» (18-19 октября 2017, Минск); научных семинарах кафедры технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» (2014 – 2017 гг.)

Результаты диссертации отражены в 5 публикациях в журналах, входящие в перечень ВАК), 1 учебном пособии.

ГЛАВА 1 ОБЗОР И АНАЛИЗ ЛИТЕРАТУРНЫХ ИСТОЧНИКОВ ПО ТЕМЕ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1 Общие сведения о гамма-сплавах на основе алюминидов титана

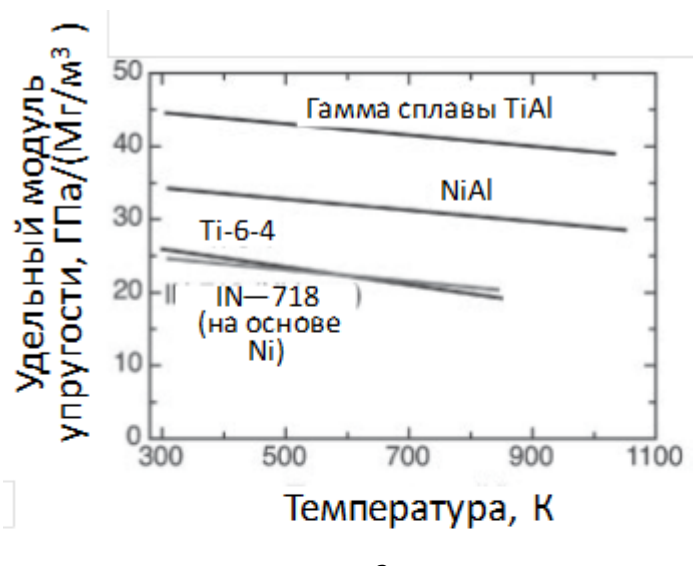
Сплавы на основе алюминидов титана $TiAl$ (далее гамма-сплавы) являются одними из наиболее перспективных материалов для получения лопаток газотурбинных двигателей нового поколения, а также деталей автомобилей и другой техники [1-16].

Причина, по которой гамма-сплавы привлекают к себе большое внимание со стороны исследовательских организаций и промышленных предприятий, состоит в уникальном сочетании механических свойств и плотности материала. В частности, некоторые из гамма-сплавов при повышенных температурах превосходят по своим свойствам суперсплавы [1].

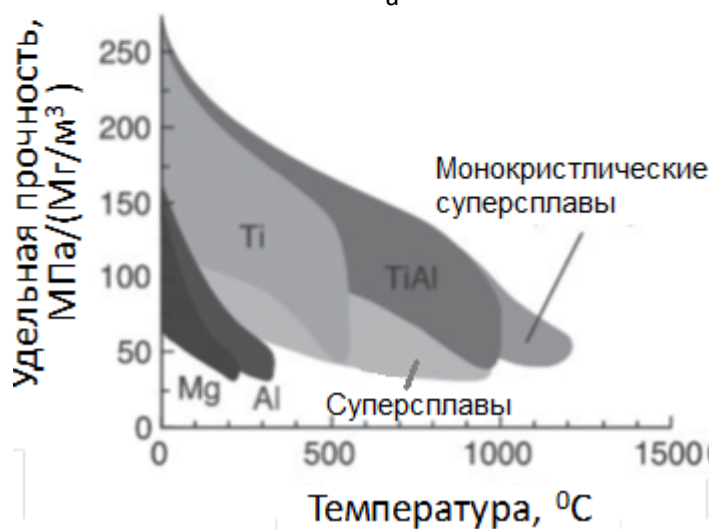
В работе [17] проведена оценка гамма-сплавов в сопоставлении с другими конструкционными материалами, используемыми в аэрокосмическом секторе. Наиболее важными достоинствами сплавов являются:

- высокая температура плавления;
- низкая плотность;
- высокие удельные прочность и модуль упругости;
- низкий коэффициент диффузии;
- высокая структурная стабильность;
- хорошая стойкость к окислению и коррозии;
- высокая стойкость к воспламенению в сравнении с обычными титановыми сплавами.

На рисунке 1 представлены результаты сравнения гамма-сплавов с другими материалами по величинам удельной прочности и удельного модуля упругости. Благодаря указанным свойствам титан-алюминиевые гамма-сплавы могут найти применение в качестве конструкционных материалов для изготовления широкого круга деталей, используемых в авиационном двигателестроении, автомобильной промышленности и при производстве турбин электростанций.



а



б

а – удельного модуля упругости,

б – удельной прочности гамма-сплавов и других материалов [7]

Рисунок 1 – Графики, показывающие зависимости от температуры значений

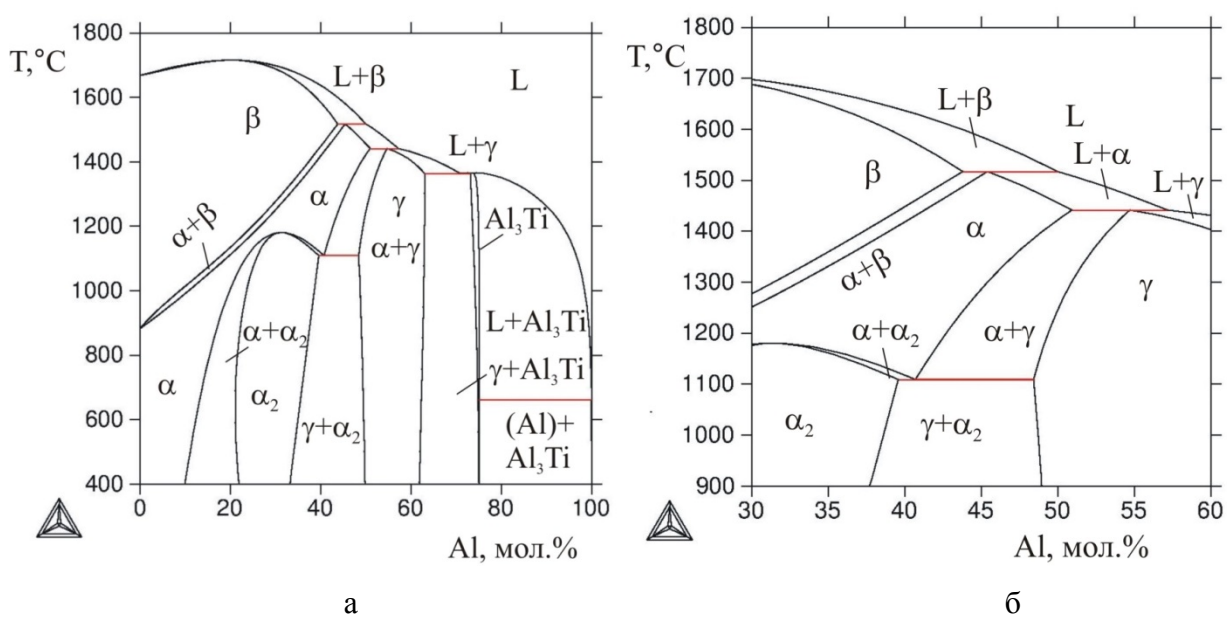
Перечень потенциальных применений литейных гамма-сплавов в авиационных двигателях представлен в [18]. В частности компания General Electric опубликовала данные о применении гамма-сплава в ее новом двигателе GEnx – 1B [19, 20] для самолета Boeing 787 Dreamliner [21, 22]. Ведутся работы по применению гамма-сплавов в двигателе следующего поколения GEnx - 2B.

Гамма-сплав был также успешно применен в производстве деталей двигателей автомашин, в том числе класса Формула-1, причем был изготовлен целый ряд компонентов, которые прошли успешные испытания.

Гамма-сплавы должны обладать не только необходимым комплексом механических свойств: прочностью, пластичностью, трещиностойкостью и, самое главное, жаропрочностью,

но и технологическими свойствами (в частности, литейными). Особенностью гамма-сплавов является высокая чувствительность их фазового состава, и соответственно, механических свойств, даже к небольшим изменениям концентраций легирующих элементов и параметров охлаждения и термообработки [1, 21, 23-46]. А поскольку фазовый состав определяет структуру сплавов и, в конечном итоге, свойства, то его контроль на количественном уровне необходим для обеспечения заданных эксплуатационных характеристик.

Базовой системой гамма-сплавов является система титан-алюминий, фазовая диаграмма которой приведена на рисунке 2.



а) общий вид;

б) фрагмент в области гамма-сплавов

Рисунок 2 – Диаграмма Ti-Al

Во всех гамма-сплавах при температурах ниже 1000 °С (т.е. при рабочих температурах) присутствует алюминид титана TiAl (γ). Это соединение обладает упорядоченной тетрагонально-искаженной гранецентрированной структурой типа L1, аналогичной сверхструктуре CuAu , в которой слои, упакованные атомами титана, чередуются со слоями, занятыми атомами алюминия (рисунок 3). Периоды решетки γ -фазы: $a=0,3984\text{-}0,3949$ нм; $c=0,4065\text{-}0,4089$ нм; $c/a=1,020\text{-}1,035$. Периоды решетки и соотношение c/a возрастают с увеличением содержания алюминия [22].

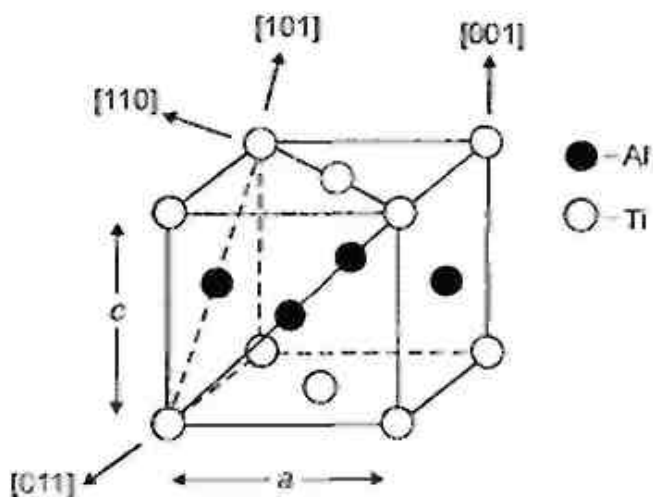


Рисунок 3 – Кристаллическая структура алюминида TiAl

Интерметаллид TiAl сохраняет упорядоченную структуру до температуры плавления ($\sim 1450\text{ }^{\circ}\text{C}$) [1,22]. Из-за высокого содержания алюминия его плотность невелика ($3,8\text{ г/см}^3$). Пластичность интерметаллида TiAl при температурах ниже $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ ничтожно мала ($\delta < 0,5\%$), что обусловлено особенностями его дислокационного строения. Пластическая деформация интерметаллида TiAl может осуществляться скольжением одиночных дислокаций с вектором Бюргерса $a/2 \langle 101 \rangle$ и сверхдислокаций с векторами Бюргерса $a \langle 101 \rangle$ и $a/2 \langle 112 \rangle$. Однако при температурах, близких к комнатной, все эти дислокации заблокированы. Выше температуры $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ пластичность интерметаллида резко возрастает из-за снятия блокировки дислокаций и вследствие увеличения их подвижности. Помимо этого начинается интенсивное двойникование по системам $\{111\} \langle 112 \rangle$. Эти эффекты объясняются уменьшением ковалентной составляющей связи и усилением ее «металличности».

В зависимости от чистоты и микроструктуры механические свойства интерметаллида TiAl колеблются в довольно широких пределах и при комнатной температуре составляют: $\sigma_b = 350\text{--}580\text{ МПа}$, $\delta = 0,5\text{--}1,5\%$. Модули упругости алюминида TiAl при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ равны: $E = 75\text{ ГПа}$, $G = 67\text{ ГПа}$.

В равновесных условиях с учетом перитектических превращений возможно 7 вариантов кристаллизации гамма-сплавов, они приведены в таблице 1 [47].

Из этой таблицы видно, что по первым четырем вариантам (к данному концентрационному диапазону относится подавляющее большинство гамма-сплавов) алюминид TiAl не может образоваться в процессе кристаллизации. Согласно рисунку 4 сплавы, содержащие менее 43,8 мол. % Al, должны заканчивать кристаллизацию в однофазной β -области. Такие сплавы называются β -затвердевающими. В остальных вариантах на момент окончания кристаллизации сплавы содержат (в различных сочетаниях) фазы α и γ (таблица 1).

В однофазную γ -область (варианты 6 и 7) попадают только сплавы с высоким содержанием алюминия (более 54,5 мол. %).

Таблица 1 – Варианты кристаллизации двойных гамма-сплавов в равновесных условиях

Вариант кристаллизации (содержание Al, мол. %)	Реакции кристаллизации			Фазовый состав*
	1	2	3	
1 (<43,8)	$L \rightarrow \beta$			β
2 (43,8–45,4)	$L \rightarrow \beta$	$L + \beta \rightarrow \alpha$		$\alpha + \beta$
3 (45,4–50,0)	$L \rightarrow \beta$	$L + \beta \rightarrow \alpha$	$L \rightarrow \alpha$	α
4 (50,0–50,9)	$L \rightarrow \alpha$			α
5 (50,9–54,7)	$L \rightarrow \alpha$	$L + \alpha \rightarrow \gamma$		$\alpha + \gamma$
6 (54,7–57,2)	$L \rightarrow \alpha$	$L + \alpha \rightarrow \gamma$	$L \rightarrow \gamma$	γ
7 (>57,2)	$L \rightarrow \gamma$			γ

Примечание – * после окончания кристаллизации

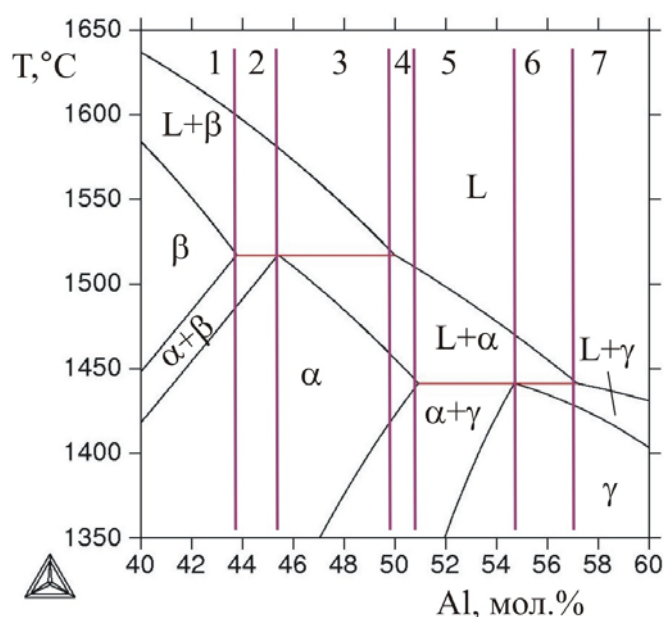


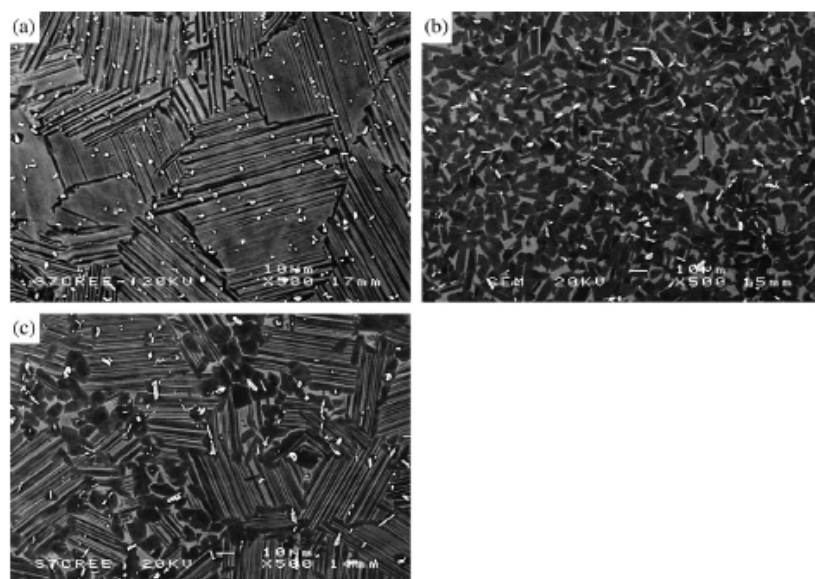
Рисунок 4 – Фрагмент диаграммы Ti–Al в области кристаллизации гамма-сплавов

Современные гамма-сплавы содержат кроме алюминия другие легирующие компоненты (Nb, Cr, Mo, Zr, W и др) [1,22, 30-32, 36, 48-52], поэтому для анализа их фазового состава требуются соответствующие многокомпонентные диаграммы [53,54]. Следует отметить, что графическим методом провести количественный анализ таких систем практически невозможно, поэтому целесообразно использовать специализированные компьютерные программы, в частности, Thermo-Calc [55].

В процессе реальной кристаллизации большинства сплавов (в том числе и гамма), как правило, происходят существенные отклонения от равновесия. В результате оценка фазового состава отливки или слитка в литом состоянии требует специальных методик. Одной из наиболее распространенных является модель Sheil-Gulliver, которая реализована в программе Thermo-Calc [55,56].

Как следует из диаграммы Ti–Al (рисунок 2) при охлаждении во всех рассматриваемых сплавах должны протекать превращения, которые приводят к сильному изменению фазового состава. В частности, β –затвердевающий сплав с 40 мол. % Al (рисунок 4) при 1400 и 1200 °C содержит только одну α фазу, а при 1000–600 °C он является двухфазным $\alpha_2 + \gamma$. При этом фаза α_2 является основной, но с понижением температуры ее доля заметно снижается (с 87 до 67 масс. %). Сплав с 45 мол. % Al отличается от предыдущего большим количеством фазы γ . Эта фаза присутствует в нем уже при 1200 °C, а при более низких температурах она становится основной. Сплав с 50 мол. % Al является γ –однофазным при 1200 °C и более низких температурах.

Как видно из рисунка 4 большинство гамма-сплавов содержат кроме γ -фазы вторую интерметаллидную фазу α_2 на основе соединения Ti_3Al . Именно эти две фазы, в значительной мере, определяют многообразие структур гамма-сплавов. Различные технологии изготовления заготовок, режимы горячей деформации и последующей термической обработки позволяют получить три основных типа структур: ламельную (пластинчатую), рекристаллизованную (глобулярную) и бимодальную (дуплексную) (рисунок 5) [1,57].



а - ламельная (пластинчатая);

б - рекристаллизованная (глобулярная); в - бимодальная (дуплексная)

Рисунок 5 – Типы структур гамма-сплавов

Наибольший практический интерес имеет пластинчатая или ламеллярная микроструктура (англ. «fully lamellar structure»), которая характеризуется хорошим балансом между свойствами при повышенных температурах и трещиностойкостью [1,22]. Пластинчатая структура, которая схематично показана на рисунке 6, формируется из метастабильной фазы α во время последовательных превращений $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma$. Ориентационное соотношение между α_2 матрицей и выделениями γ строго подчиняется соотношению $\{111\}\gamma // (0001)\alpha_2$, $\langle 110 \rangle \gamma // \langle 1120 \rangle \alpha_2$. Согласно этому ориентационному соотношению плотно упакованные плоскости двух фаз параллельны друг другу.

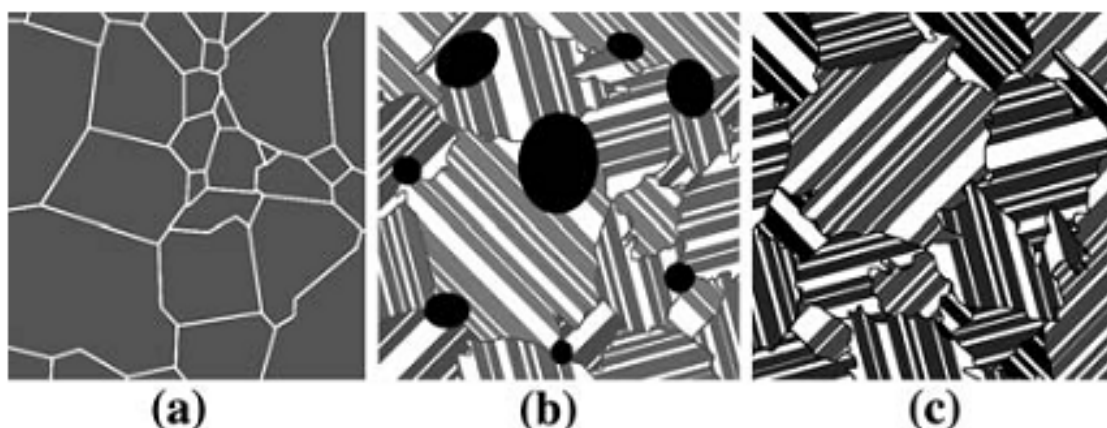


Рисунок 6 – Схематическое изображение процесса формирования пластинчатой микроструктуры гамма-сплавов

При образовании γ/α_2 пластинчатой структуры происходит выделение γ -пластин в α_2 -матрице. Пластинчатая структура формируется при термической обработке выше температуры T_α , которая соответствует нижней границе существования однофазной α -области (рисунок 2). В зависимости от скоростей охлаждения при термической обработке размер пластинчатых колоний, толщина γ пластин и α_2 прослоек изменяется в широком диапазоне [1,22].

На образование пластинчатой структуры эффективное воздействие может оказывать концентрация алюминия, при ее увеличении происходит замедление начала пластинчатого превращения, позволяя контролировать реакцию при более низких скоростях охлаждения. Гамма-сплавы, содержащие менее 44 мол. % Al (т.е. β -затвердевающие), также демонстрируют пластинчатую микроструктуру, характерную для $\gamma + \alpha_2$ -сплавов и обусловленную чередованием γ - и α_2 -пластин. Эта морфология объясняется тем, что при кристаллизации и охлаждении слитка происходит следующая последовательность фазовых превращений: $L \rightarrow \beta, \beta \rightarrow \alpha, \alpha \rightarrow \gamma, \alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$.

Пластинчатая структура характеризуется целым рядом параметров: размером колоний, объемной долей α_2 - и/или γ -фазы, шириной α_2 - и γ -пластин, расстоянием между α_2 -пластинами и др. Эти структурные параметры зависят как от состава сплава, так и от режимов термической обработки: температуры нагрева и скорости охлаждения. В сплавах с пластинчатой структурой эти параметры могут изменяться в очень широких пределах, например, ширина пластин может варьироваться от нескольких миллиметров, до нескольких микрометров.

Медленное печное охлаждение приводит к формированию стабильной пластинчатой структуры. Если увеличить скорость охлаждения из высокотемпературной α области, то можно получить метастабильные микроструктуры, соответственно, по мере увеличения скорости: Видманштеттова типа, перистую, массивную $\gamma(\gamma_m)$.

1.2 Принципы легирования гамма-сплавов

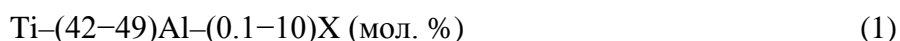
Пластичность двойных гамма-сплавов со структурой $\gamma+\alpha_2$ может быть повышена при легировании третьими компонентами, такими как Cr, W, Mn, Mo, Nb, Si, V, Zr и др. (как правило, в количестве до 4 мол. %) [1,22]. Наиболее существенно повышают пластичность молибден, хром, ванадий, марганец, ниобий, причем благоприятное действие последнего сохраняется до довольно больших концентраций (~ 10 мол. %). Оптимальное содержание хрома составляет 2 мол. %, при больших концентрациях низкотемпературная пластичность снижается. Бор, углерод и кремний повышают характеристики пластичности, когда они в основном находятся в твердом растворе [1, 22], а не выделяются в виде избыточных фаз (боридов, карбидов, силицидов) в значительном количестве. Вместе с тем, если бориды и карбиды сильно измельчают зерно, это может привести к повышению пластичности. Прочность и сопротивление окислению сплавов со структурой $\alpha_2+\gamma$ повышают добавки Nb, Ta, Mn, Zr и Hf, W (в количестве 1–3 мол. %) [1]. Характеристики жаропрочности гамма-сплавов увеличивают Nb, Ta, Mo и W [1].

Гамма-сплавы разделяют на две большие группы [22]: однофазные γ -сплавы с содержанием алюминия 50-52 мол. % и двухфазные ($\alpha_2+\gamma$)-сплавы с содержанием 42-49 мол. % алюминия. Содержание алюминия 46-48 мол. % отвечает максимальной пластичности [22] не только двойных, но и многокомпонентных гамма-сплавов. Наиболее распространенные легирующие элементы в таких сплавах – Cr, Mn, Nb, Si, Ta, V, W, C. Некоторые сплавы легируют диборидом титана, который повышает характеристики жаропрочности по механизму дисперсного упрочнения [22,51,58].

Однофазные γ -сплавы вряд ли найдут промышленное применение, так как обладают невысокими технологическими свойствами. Во всем интервале температур до температуры плавления интерметаллид TiAl сохраняет упорядоченную структуру с ограниченными

возможностями пластической деформации [1,22]. Двухфазные ($\alpha_2 + \gamma$)-сплавы, напротив, можно нагреть до температур, при которых они обладают однофазной структурой, представленной неупорядоченной α -фазой, и по этой причине легко деформируются [59-64].

В общем виде легирование гамма-сплавов может быть описано следующей формулой



где X – Cr, Nb, V, Mn, Ta, Mo, Zr, W, Si, C, Y и B.

Основной структурной составляющей таких сплавов являются эвтектоидные колонии $\alpha_2 + \gamma$. В настоящее время большинство промышленных сплавов содержит от 43 до 48 мол.% Al. Оптимальный концентрационный диапазон по алюминию в значительной мере зависит от концентраций других легирующих элементов, которые могут образовывать другие фазы (кроме выше рассмотренных).

Из тройных диаграмм типа Ti–Al–X [1] следует, что добавление третьего компонента приводит, в общем случае, к появлению трехфазных областей (конодных треугольников), в первую очередь $\gamma + \beta + \alpha_2$. Положение последних меняется с изменением температуры. Очевидно, что по двойной диаграмме Ti–Al (рисунок 2) трехфазные области не могут быть проанализированы.

Влияние основных легирующих элементов на структуру гамма-сплавов рассмотрено в монографии [1] и кратко приведено ниже.

Хром, марганец и ванадий. Добавки 2 мол. % Cr, 3 мол. % V и 2 мол. % Mn уменьшают температуру трансуса α -фазы по сравнению с двойными сплавами. Эти добавки повышают пластичность, хотя этот эффект не наблюдается в однофазных γ -сплавах [50,65]. Точные причины влияния этих элементов на пластичность двухфазных сплавов остается невыясненным, так как при введении каждой добавки создается множество факторов влияющих на систему в целом, в том числе энергии плоских дефектов.

Ниобий, вольфрам, молибден и тантал. Использовались в Ti–Al сплавах в течении ряда лет, с добавкой 2 мол. % Nb в сплавах “GE alloy”. Хотя эти элементы сегрегируют в расплаве (это является причиной неоднородности структуры), они оказывают положительное влияние на свойства при высоких температурах, что приводит к их широкому использованию. Ряд работ [48,50,51] показывает, что добавки W, Nb, Mo и Ta увеличивают стойкость к окислению. Что еще более важно, они увеличивают высокотемпературную прочность и сопротивление ползучести. Когда количество добавок достаточно велико и/или алюминия достаточно мало, тогда количество фазы β (B2) становится существенным для повышения технологичности при деформации. При высоких температурах β фаза мягкая и пластичная,

поэтому рабочие операции легче выполнять. С другой стороны, фаза β /B2 снижает жаропрочность, сопротивление ползучести и пластичность при комнатной температуре. Некоторые авторы отмечают, что малые добавки вольфрама улучшают характеристики ползучести при пластинчатой микроструктуре, в то время как увеличение концентрации W приводит к образованию β фазы, что в свою очередь приводит к ухудшению ползучести [36,48,66,67]. Следует отметить, что использование тантала в больших концентрациях недавно вошло в практику, как способ получения тонкой микроструктуры в результате превращающейся гамма фазы [63].

Легирование гамма-сплавов ниобием обеспечивает значительное повышение предела текучести, пластичности при комнатной температуре и коррозионной стойкости. Для разработки конкретных сплавов критически важно иметь точную фазовую диаграмму для трехкомпонентной системы Ti–Al–Nb [1]. Тип реакции вдоль линии L– α – γ (твердофазное превращение в области α -перехода для Nb-содержащих гамма-сплавов на основе TiAl) изменяется с первоначально перитектической ($L+\alpha\rightarrow\gamma$) на эвтектическую ($L\rightarrow\alpha+\gamma$) при содержаниях ниобия более 5 мол. %. Вдоль моновариантной линии L– β – α перитектическая реакция отмечается при содержании ниобия до 10 мол. %.

Бор, углерод и кремний. Добавка бора от 0,1 до примерно 1 мол. % может быть использована для измельчения зерна литых гамма-сплавов, например в виде соединения TiB₂ [30,61]. Метод введения этой добавки стал известен как «XD» процесс, которым можно получать литые микроструктуры с существенно меньшими размерами колоний. Бор также является эффективным измельчителем зерна, образуя TiB₂ при плавке. Добавка бора является особенно важной при точном литье в формы, где получение измельченной микроструктуры было затруднено. Механизм измельчения зерна при введении бора довольно сложно понять, но можно сделать вывод, что он зависит от концентрации алюминия в сплаве, поскольку в сплавах с малым содержанием алюминия требовалось меньше бора для эффективного измельчения зерна. В сплавах с низким содержанием алюминия концентрация B от 0,1 до 0,2 % может быть очень эффективна, так как литые колонии имеют размер около 30 мкм. В связи с этим, добавление стабилизирующих элементов, таких как Nb, W и Ta может быть полезным, т.к. они также могут образовывать монобориды и снизить концентрацию бора необходимую для измельчения зерна. Если скорость охлаждения будет медленной, это приведет к росту зерна и образованию тугоплавких боридов, что может привести к браку.

Добавка бора эффективно снижает размер зерна в сплаве, получаемом путем литья, что, в свою очередь, улучшает деформационную технологичность, а также повышает характеристики прочности и пластичности (особенно при комнатной температуре). Используя данный подход, достигнуты определенные успехи, связанные с обеспечением хороших свойств сплавов

Ti-(45–47)Al–2Mn–2Nb–0,8 об. % TiB₂. Если содержание бора равно 1 мол. %, размер зерна в отливке составляет около 50 мкм в сплаве Ti – 45 мол. % Al – 2 мол. % Mn – 2 мол. % Nb – 0,8 об. % TiB₂ и около 70 мкм в сплаве, содержащем 47 мол. % Al. Подход является эффективным, однако имеет определенные ограничения.

Размер боридных частиц является важным параметром, который зависит от величины отливок, и в значительной мере определяет показатель пластичности. В низколегированных сплавах, таких как Ti – 48 мол. % Al – 2 мол. % Cr – 2 мол. % Nb, добавление бора приводит к уменьшению размера зерен, сопровождающееся появлением коротких нитевидных частиц TiB₂. При этом удастся обеспечить пластичность около 1 % при комнатной температуре. В случае использования высоких концентраций таких элементов, как Nb, W и Ta, способствующих образованию моноборида титана, условия литья необходимо тщательно регулировать, чтобы избежать образования длинных ленточных боридных структур, которые становятся причиной значительного снижения качества материала.

Мелко распределенные частицы карбида могут дополнительно выступать в качестве центра гетерогенного зарождения "нанодвойников" в процессе деформации, и, таким образом, снижать концентрации напряжений и, следовательно, повышать пластическую деформацию. Частицы углерода и азота Ti₃AlC и Ti₃AlN, имеют структурный тип перовскита с иглообразной морфологией, (содержащий две единицы структуры) ориентированной параллельно направлению [001]. На основании этих результатов недавно была разработана эффективная термическая обработка, вызывающая дисперсионное упрочнение. По разным данным частицы имеют среднюю длину от 22 до 450 нм и ширину от 3,3 до 30 нм. Это может быть связано с различным составом сплавов, концентрацией углерода и термической обработкой. При старении закаленного углерод-содержащего материала, при 800 °C в течение длительного периода пластинчатые выделения Н-фазы (Ti₂AlC) образуются на плоскости {111} TiAl фазы. Это может быть связано с растворении перовскита и росте Н-фазы при температурах выше 750 °C. Аналогичные данные приводятся для азот-содержащих сплавов. В частности, отмечается выделение Н-фазы из α₂ фазы, которая распадается с образованием γ. Предполагается, что выделение Н-фазы вредно для пластичности, даже когда крупные частицы не образуются.

Добавка углерода обычно не используются в литейных сплавах из-за снижения пластичности [68,69]. Основные причины этого не известны, предположительно крупные хрупкие частицы карбидов ухудшают свойства материала, или, наоборот, материал может быть упрочнен карбидами, но грубая микроструктура литых образцов ухудшает свойства. В связи с этим, горячее прессование может обеспечить тонкую микроструктуру и достаточное охлаждение, так что углерод остается в твердом растворе, что позволяет проводить старение.

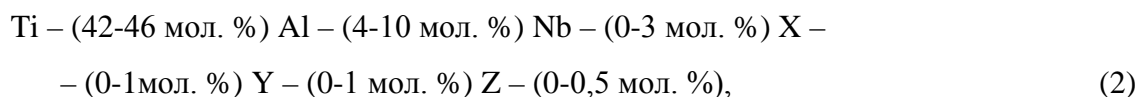
Кремний добавляется в гамма-сплавы для улучшения ползучести посредством дисперсионного упрочнения/стабилизации микроструктуры и повышения стойкости к окислению [66,70]. Упрочнение зависит от образования частиц Ti_5Si_3 , которые наблюдались и в состаренном материале и в материале, подвергнутом испытанию на ползучесть. После старения при 900 °С в течение 5 часов, отмечается наличие мелкодисперсных частиц размером менее 200 нм. Вероятно, что выделение происходит на γ/α_2 плоских границах. Частицы образовались на границе γ/α_2 , и α_2 фаза затем преобразуется в γ -фазу и обнаруживаются на границах γ зерна и в пределах γ -пластин.

Понимание соотношений между фазами α -Ti, β -Ti, γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al является важным условием обеспечения возможности управляемого изменения микроструктуры многокомпонентных гамма-сплавов, поскольку стабильность каждой их указанных фаз изменяется в результате добавления легирующих элементов, что вызывает изменение равновесий между фазами.

Химический состав промышленных титановых сплавов по данным [22] приведен в таблице 2. К сплавам первого поколения относят 4822, 45XD и 47XD. Сплав 4822 обладает повышенной пластичностью при комнатной температуре по сравнению с алюминидом TiAl. Однако он обладает невысокими прочностными характеристиками и рекомендован в тех применениях, где пластичность и вязкость являются более важными параметрами, чем прочность. Фасонные отливки сплава 4822 обычно имеют дуплексную структуру. Легирование сплавов 45XD и 47D бором приводит к повышению прочности при растяжении и сопротивления усталости.

Промышленные гамма-сплавы второго поколения содержат, по крайней мере, по одному элементу, которые повышают сопротивление окислению и ползучести. Подобно жаропрочным никелевым суперсплавам гамма-сплавы могут содержать до восьми легирующих элементов. Эти сплавы обладают хорошей обрабатываемостью, удовлетворительными прочностными свойствами, удлинением при растяжении 1 - 3 % при комнатной температуре. Однако по характеристикам ползучести их применение ограничено 700 °С, особенно при длительной эксплуатации. При температурах выше 700 °С может сказываться также недостаточное сопротивление окислению.

Сплавы третьего поколения разрабатывались с целью повышения их рабочих температур. Работу вели в двух направлениях: создание сплавов с высоким содержанием ниобия; разработка дисперсионно-упрочненных сплавов. Общая формула сложнолегированных сплавов 3-го поколения первого типа:



где X – Cr, Mn, Ta;

Y – W, Hf, Zr;

Z – C, B, Si.

Таблица 2 – Химический состав некоторых промышленных гамма-сплавов [1]

Поколение	Марка сплава	Химический состав, мол. %
1	4822	Ti - 47Al - 2 Nb - 2 Cr
	45XD	TM5Al - 2 Nb - 2 Mn - 0,8 % об. TiB ₂ ,
	47XD	TM7Al - 2 Nb - 2 Mn - 0,8 % об. TiB ₂ ;
2	WMS	Ti - 47 Al - 2 Nb - 1 Mn - 0,5 W - 0,5 Mo - 0,2 Si
	ABB-2	Ti- 47Al-2W-0,5Si
	TAB	Ti - 47Al - 1,5 Nb - 1 Mn - 1 Cr - 0,2 Si - 0,5 B
	Daido	Ti - 48 Al - 2 Nb - 0,7 Cr - 0,3 Si
	1111	Ti - 32 Al - 1,9 Fe - 1,5 V - 0,7 % мас. B
	3-95	T - 47 Al - 2 Nb - 2 Cr - 1 Mo - 0,2 B
	K5	T - 46,2 Al - 3 Nb - 2 Cr - 0,2 W - (0,1-0,2B) 0,2C
3	IRC	TM4Al - 4 Nb - 4 (Zr или Hf) - 1B - 0,2 Si
	-	Ti - 45 Al - (5-10) Nb
	TNB	Ti - 45 Al - (5-10) Nb - (C, B)
	PM-γMET	Ti - 46,5 Al (Cr, Nb, Ta, B)
4	TNM-B1	Ti - 43,5 Al - 4 Nb - 1 Mo - 0,1 B

Гамма-сплавы, в состав которых входит 45-50 мол. % Al, рассматриваются в качестве потенциально перспективных конструкционных материалов для работы при высоких температурах. Сплавы с содержанием ниобия от 5 до 10 мол. % и малыми добавками B и C обозначают TNB. Эти сплавы обладают более высокой прочностью и сопротивлением окислению по сравнению со сплавами второго поколения. Так, в частности, сплавы Ti-45 мол. % Al - (5-10) мол. % Nb при комнатной температуре имеют временное сопротивление разрыву до 1100 МПа при удлинении более 2 %. Довольно высокое для интерметаллидов удлинение обусловлено тем, что ниобий уменьшает энергию дефектов упаковки и тем самым повышает склонность сплавов к двойникованию. Вместе с тем затрудняется способность дислокаций к переползанию и поперечному скольжению, что способствует повышению характеристик жаропрочности. К тому же ниобий замедляет диффузионные процессы по сравнению с двойными

гамма-сплавами. Легировании сплавов типа TNB углеродом в количестве 0,2-0,4 мол. % позволяет получить эффект дисперсионного твердения. При нагреве под закалку углерод растворяется в твердом растворе, а при старении выделяется в виде дисперсных частиц карбида Ti_3AlC . Старение обычно приводит к снижению пластичности.

Гамма-сплавы с высоким содержанием ниобия (TNB-сплавы) рассматриваются в качестве перспективных конструкционных материалов для применения в аэрокосмической и автомобильной промышленности при рабочих температурах 650–800 °C [31, 63, 71-73]. Использование в повышенных концентрациях ниобия приводит к повышению прочности при растяжении и ползучести, а также коррозионной стойкости, по сравнению со сплавами, содержащими малое количество ниобия. В этой связи целый ряд исследований был посвящен изучению влияния значительных концентраций Nb на фазовые трансформации, микроструктуру и прочностные свойства TNB-сплавов.

При испытаниях на растяжение при температурах 700–1000 °C и испытаниях на скачкообразную деформацию растяжения TNB-сплавы при повышенных температурах ведут себя как обычные металлические сплавы с кристаллическими решетками ОЦК или ГЦК. Характер изменения напряжения пластического течения и пластичности сильно зависит от температуры и скорости деформации, причем при температурах выше 800 °C наблюдается значительное приращение пластичности.

Структура и механические свойства гамма-сплавов весьма чувствительны к параметрам технологии на всех этапах производства. Механические свойства, включая эксплуатационные, во многом определяются типом и параметрами структуры. Крупнозернистые полностью пластинчатые структуры или почти полностью пластинчатые структуры обеспечивают сравнительно хорошую вязкость разрушения и высокое сопротивление ползучести, но малую пластичность и прочность, особенно при комнатной температуре. Мелкозернистая равноосная почти однофазная γ -структура и дуплексная микроструктура с небольшим количеством пластинчатых колоний приводят к низкой вязкости разрушения и малому сопротивлению ползучести, но обеспечивают удовлетворительную пластичность и прочность на растяжение при комнатной и повышенной температурах. В связи с вышесказанным особое внимание следует уделять разработке таких технологических процессов производства, в процессе реализации которых сформировались бы тип и параметры структуры, обеспечивающие наилучшее сочетание свойств сплава в данном конкретном применении.

В случаях фазовых равновесий β/γ , β/α , и β/α_2 , все элементы, за исключением Zr, концентрируются в основном в β -фазе. В случае равновесия β/α характер преимущественного

распределения легирующих элементов строго соответствует разнице энергий взаимодействия для структур с решетками ГЦК и ГП в бинарных системах Ti-X.

В целом, обобщая известные данные по легированию гамма-сплавов, можно сделать вывод о том, что наиболее перспективными для получения фасонных отливок следует считать сплавы типа TNB или TNM-B1 (базовая система Ti–Al–Nb–Mo). Типичная микроструктура, характерная для отливок из сплава TNM-B1, показана на рисунке 7.

После ГИП-обработки основными структурными составляющими являются эвтектоидные колонии $\alpha_2 + \gamma$, а также компактные включения фаз β и γ . Следует отметить высокую чувствительность структуры и механических свойств сплавов TNM к небольшим отклонениям в концентрациях легирующих элементов и технологическим параметрам.

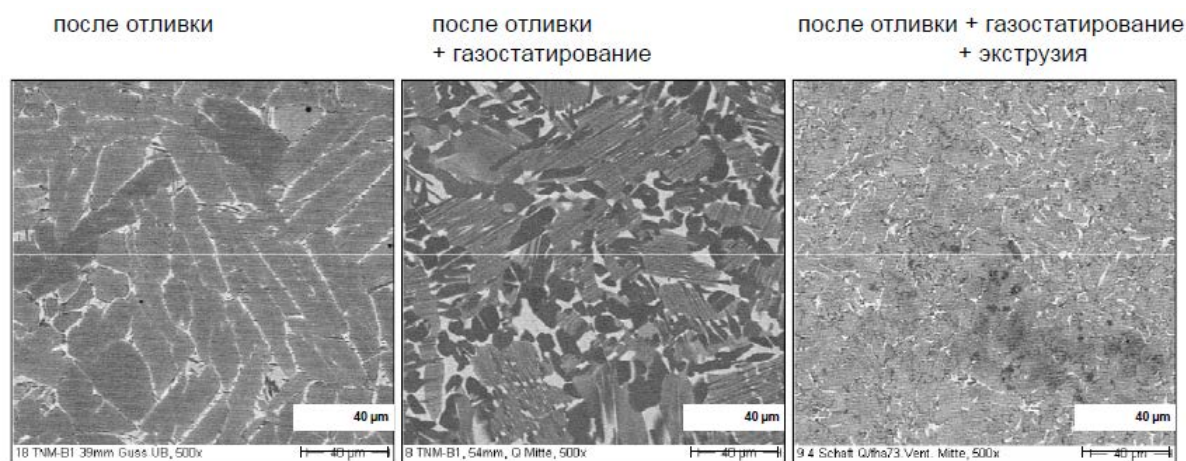


Рисунок 7 – Микроструктура сплава TNM-B1

При комнатной и рабочих температурах сплавы типа TNM содержат преимущественно фазы γ и α_2 с небольшим количеством фазы β (рисунок 2).

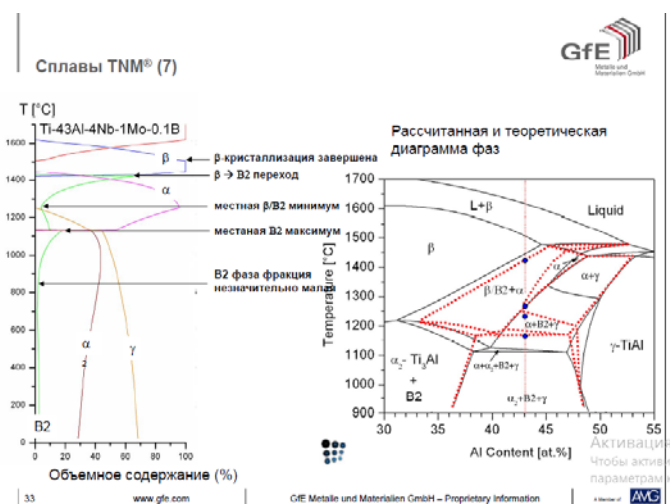


Рисунок 8 – Влияние температуры на фазовый состав сплава TNM-B1

Микроструктура сплава TNM®-B1 сразу после отливки

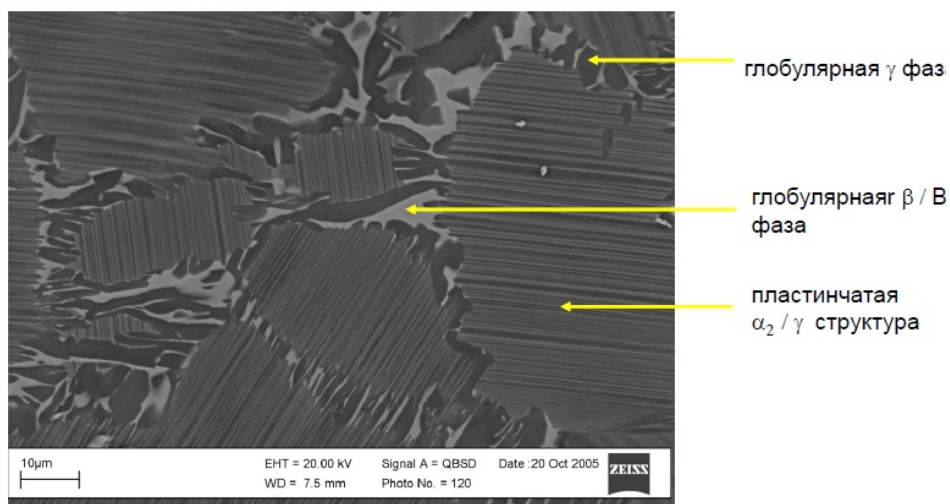


Рисунок 9 – Литая микроструктура сплава TNM-B1

Содержание β/В2 фазы может быть отрегулировано при помощи термообработки

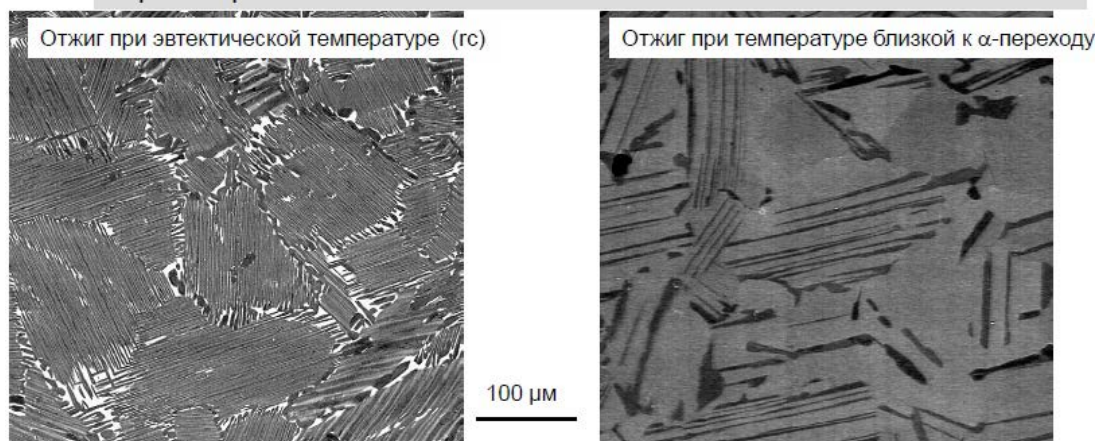


Рисунок 10 – Микроструктура сплава TNM-B1 после отжига

В таблице 3 приведено сопоставление свойств сплавов на основе алюминидов титана, титановых и никелевых жаропрочных сплавов. По прочностным свойствам при комнатной температуре, как по абсолютным значениям, так и по удельным характеристикам сплавы на основе алюминидов не превосходят ни классические титановые, ни жаропрочные никелевые сплавы, а по пластическим свойствам существенно уступают последним. В то же время интерметаллид TiAl и сплавы на его основе превосходят существующие жаропрочные сплавы на основе титана, железа и никеля по удельным значениям модуля упругости и показателям жаропрочности в широком интервале температур, вплоть до 750-800 °С.

Таблица 3 – Свойства сплавов на основе алюминидов титана, титановых и никелевых жаропрочных сплавов

Показатель	Титановые сплавы	Сплавы на основе Ti_3Al	Сплавы на основе $TiAl$	Жаропрочные никелевые сплавы
ρ , г/см ³	4,5	4,1-4,7	3,7-3,9	7,9-8,5
E , ГПа	95-115	110-145	160-180	206
σ , МПа	480-1200	800-1140	440-700	1000-1300
$\sigma_{0,2}$, МПа	380-1150	700-990	350-600	700-1100
E/ρ , м·10 ⁶	2,1-2,56	2,5-3,3	4,2-4,7	2,5
σ/ρ , м·10 ³	10,7-26,7	18,2-25,6	11,5-18,4	12,2-15,7
$\sigma_{0,2}/\rho$, м·10 ³	8,4-25,6	15,9-22,5	9,2-15,8	8,4-13,3
Предельная рабочая температура, °С, по:				
критерию ползучести	600	650-700	750*-950**	1090
сопротивлению окислению	600	650	800-950***	1090
δ , %				
при комнатной температуре	10-25	2-10	1-4	3-25
при высокой температуре	Высокая	10-20	10-60	10-20
Примечания				
* Бимодальная структура				
** Полностью пластинчатая структура				
*** С защитным покрытием				

Механические свойства гамма-сплавов при комнатной и повышенных температурах приведены на рисунках 11 - 12.

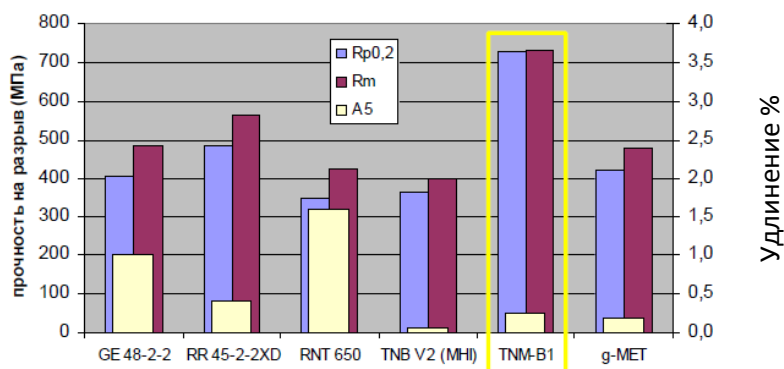
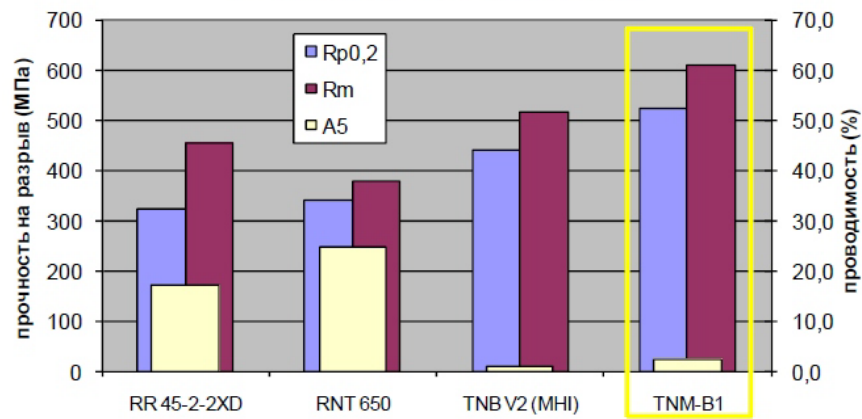
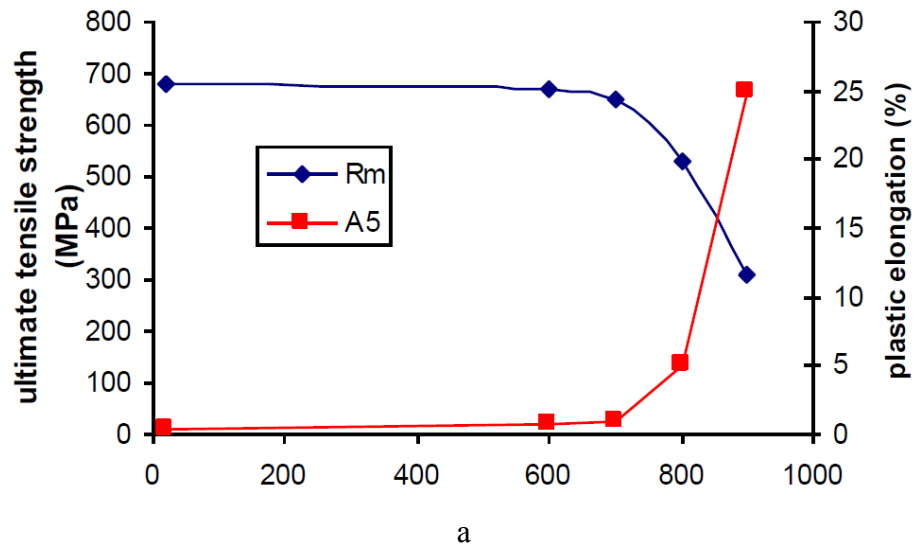


Рисунок 11 – Свойства промышленных гамма-сплавов при работе на растяжение при комнатной температуре (после отливки и ГИП)



б

а – при температуре до 900 °С;

б – при 800 °С в сравнении с другими промышленными сплавами (после отливки и ГИП)

Рисунок 12 – Свойства сплава TNM-B1 при работе на растяжение

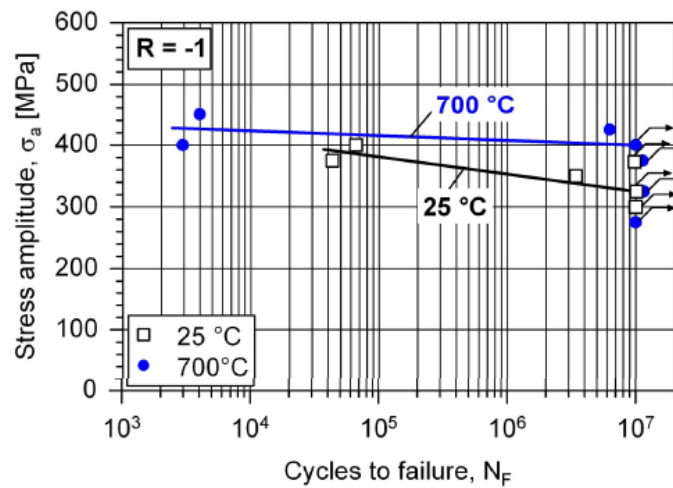


Рисунок 13 – Многоцикловая усталость сплава TNM-B1

Как видно, с точки зрения механических свойств наиболее перспективными являются гамма-сплавы типа TNM-B1. Основными преимуществами данного сплава являются низкая плотность - $4,1 \text{ г/см}^3$, высокие значения удельных показателей модуля упругости - $28 \text{ ГПа/(г/см}^3)$ и предела текучести при растяжении - $140 \text{ МПа/(г/см}^3)$ при $750 \text{ }^\circ\text{C}$ (рисунок 13). Сплав обладает также отличной коррозионной стойкостью при рабочих температурах до $800 \text{ }^\circ\text{C}$ благодаря повышенному содержанию алюминия и ниобия.

1.3 Технологии изготовления слитков гамма-сплавов и фасонных отливок

1.3.1 Изготовление слитков

Наиболее важным аспектом, в особенности для критически значимых изделий, таких как компоненты турбин для авиации и наземных применений, является надежная достижимость и предсказуемость свойств [2]. Высококачественные компоненты можно изготавливать только в том случае, когда разработаны и являются понятными для специалистов технологические маршруты, обеспечивающие получение не содержащего дефектов материала, не имеющего существенных микроструктурных и химических неоднородностей.

Чрезвычайно важно обеспечить, чтобы макросегрегация химических элементов, образующих сплав (в особенности, это относится к алюминию), внутри была минимальной. Кроме того, важно, чтобы среднее значение содержания алюминия в слитке соответствовало номинальному значению. Если отклонение содержания алюминия от данного значения превышает допустимое могут возникать самые различные микроструктуры, которые имеют различные механические свойства.

Для промышленного изготовления слитков гамма-сплавов используется в основном вакуумно-дуговая плавка/переплав (ВДП) [74, 75]. В литературе встречаются данные по приготовлению сплавов в индукционной печи [76]. После заключительной плавки все слитки, предназначенные для последующей горячей обработки, обычно подвергают горячему изостатическому прессованию (ГИП) при температурах от 1000 до $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение нескольких часов (около 4 ч) в атмосфере инертного газа при давлениях от 100 до 200 МПа . Это делается для того, чтобы устранить внутреннюю пористость. Для слитков, которые предназначены для литья, ГИП не является необходимым, поскольку сами отливки впоследствии подвергаются ГИП. Важным аспектом, который следует учитывать в особенности при работе с крупными слитками, состоит в том, что требуется обеспечить медленное охлаждение слитка после затвердевания (или ГИП) для недопущения возникновения внутренних напряжений, которые могут привести к образованию трещин.

Данный метод изготовления слитков включает плавку (и последующую переплавку) расходуемого электрода в условиях глубокого вакуума с помощью электрической дуги, которая образуется между расходуемым электродом и медной водоохлаждаемой формой. Первоначально компоненты сплава (в основном в виде чистых элементов) смешиваются между собой в требуемых количествах для обеспечения заданного химического состава слитка. Угар химических элементов (таких как алюминий) в процессе плавки, обусловленный высоким давлением пара вследствие испарения, должен учитываться при расчете шихты. Однородно перемешанные компоненты затем подвергают холодному прессованию. Расходуемый электрод, используемый при плавке, может изготавливаться из нескольких подобных заготовок, которые свариваются между собой в атмосфере инертного газа. Затем электрод помещают внутрь вакуумированной медной водоохлаждаемой формы, и между данными электродом и формой возникает дуговой разряд постоянного тока. Электрод расходует, и внутри формы образуется слиток. Схематично рассматриваемый процесс показан на рисунке 14 [2].

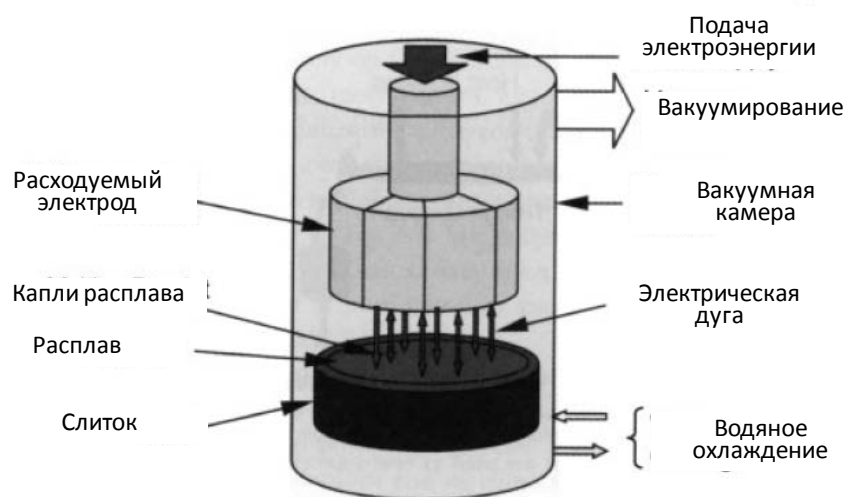


Рисунок 14 – Схема установки вакуумно-дуговой плавки

Обычно химическая однородность первичного слитка не является удовлетворительной. По этой причине данный слиток используют в качестве расходуемого электрода на втором этапе ВДП. В зависимости от требований к качеству слитка может потребоваться третий переплав, чтобы добиться повышенной химической однородности. Подобная многоэтапная плавка не приводит к существенному изменению состава гамма-плавов, однако обеспечивает повышение однородности слитка [77, 78]. Метод ВДП используется при получении слитков TiAl сплавов диаметром до 300 мм (длина до 900 мм) и массой 255 кг [79], а также диаметром 355 мм и массой более 270 кг [80].

Процесс получения слитков гамма-сплавов включает следующие стадии: (1) плавление исходных химических элементов, входящих в состав сплава, и лигатур (эндотермическая реакция); (2) формирование основных фаз, то есть алюминида титана (экзотермическая реакция); (3) формирование других фаз, таких как мелкозернистые бориды (экзотермическая реакция); (4) легирование основных фаз, таких как TiAl, элементами - Cr, Nb, Ta и др. (эндотермическая реакция) и (5) кристаллизация различных фаз. Поскольку одновременно протекает большое число процессов, имеют место нестабильные условия плавки и кристаллизации, что вызывает неоднородности в первичном слитке, с наличием в нем различных микроструктурных зон, как это показано в работе [77].

Индукционная плавка также может использоваться для изготовления гамма-сплавов, однако сведения о технологических особенностях процесса в литературе весьма ограничены. Например встречаются данные по выплавке гамма-сплавов в индукционной печи с графитовым электродом [76]. В работе отмечается существенное повышение содержания углерода в расплаве в процессе плавки, что делает непригодным данный метод для изготовления перспективных гамма-сплавов типа TNM-B1. Загрязнение расплава включениями происходит и в случае использования керамических тиглей, в том числе на основе Y_2O_3 .

Единственно возможным для промышленного применения является процесс выплавки слитков гамма-сплавов с использованием индукционной гарнисажной плавки (ИГП) в медном тигле, однако данные в литературе по нему практически полностью отсутствуют.

Схема установки ИГП показана на рисунке 15. Тигель состоит из медных сегментов, отделённых друг от друга. Каждый медный сегмент охлаждается водой. Индукционная катушка окружает медный тигель и используется для расплавления материала, который помещают внутрь тигля. Плавка может проводиться либо в атмосфере защитного газа, например, аргона, либо в вакууме. Работа в вакууме может, однако, приводить к избыточному испарению летучих элементов, таких как алюминий. Слитки обычно изготавливают в результате однократной плавки. После расплавления материал энергично перемешивается благодаря индукционному процессу. Слитки (либо литые изделия) получают путем литья в форму [81, 82]. Установка ИГП обеспечивает получение слитков массой до 40 кг или отливок.

Основным преимуществом индукционной плавки является возможность обеспечения хорошей чистоты слитка, относительная дешевизна и обеспечение гибкости в выборе химического состава сплава. Кроме того, обеспечивается интенсивное перемешивание расплава с помощью индукционного поля, чем достигается высокая химическая однородность слитка. Так, в работе [71] показано возможность обеспечения при индукционной плавке содержания алюминия в слитках с точностью $\pm 0,75$ масс. %, других элементов - $\pm 0,5$ масс. % при типовом содержании кислорода около 500-600 ppm.

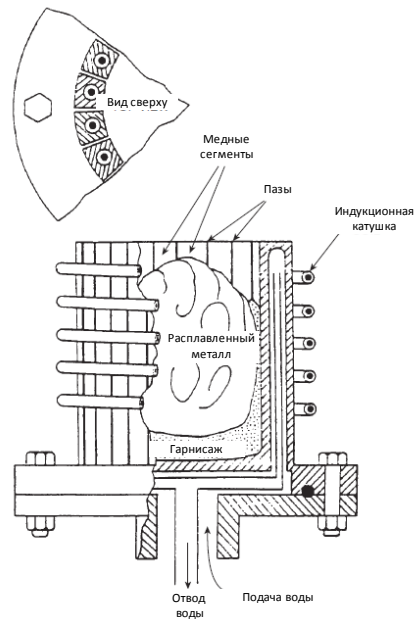


Рисунок 15 – Схема тигля установки ИГП

Основной недостаток ИГП – ограничение температуры перегрева расплав. Перегрев при ИГП редко превышает 20 °С [83]. Это затрудняет легирование расплава тугоплавкими элементами в чистом виде. Применение установки ИГП большой мощности (метод известен как «левитационная плавка») обеспечивает левитацию расплава (отталкивание от стенок тигля), что снижает их взаимный контакт. Это может обеспечивать повышение перегрева до значений около 60-70 °С [83] и приводит к тому, что образуется меньше гарнисажа. При данном методе можно получать ограниченное количество расплава – несколько килограммов (в [83] сообщается о 5 кг), его применяют совместно с литьем изделий.

1.3.2 Особенности изготовления отливок из гамма-сплавов

При изготовлении фасонных отливок из гамма-сплавов используя обычное оборудование для литья, которое в настоящее время применяется для титановых и никелевых сплавов для аэрокосмических применений [84]. Отливки из гамма-сплавов изготавливают преимущественно литьем по выплавляемым моделям в стационарные или центробежно вращающиеся формы [85, 86] (рисунок 17), а также литьем в кокиль.

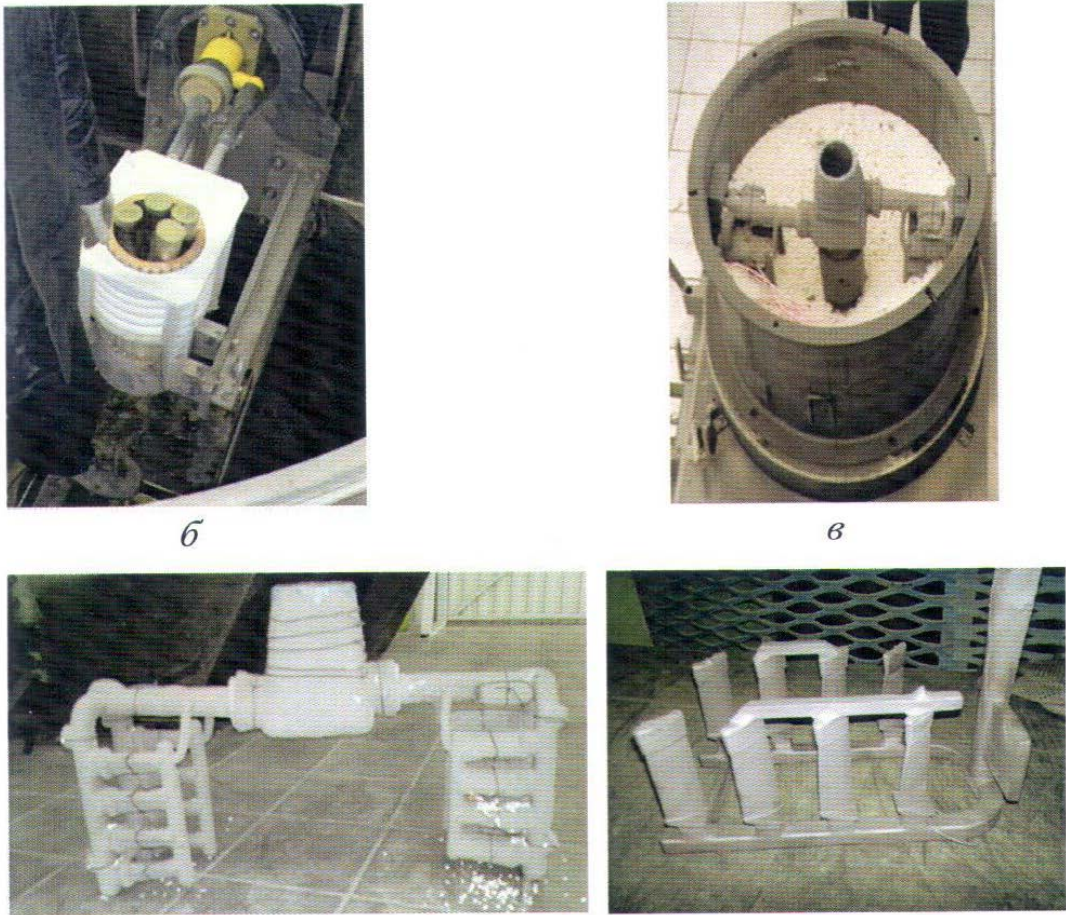


Рисунок 17 – Изготовление отливок лопаток КВД [85]

Широкое распространение получил процесс литья титан-алюминиевых сплавов по выплавляемым моделям совместно с вакуумно-индукционной плавкой (ВИП). При этом существуют различные способы заполнения формы. Первый способ заключается в расплавлении шихты непосредственно в керамической форме или в керамическом тигле с последующей заливкой [87]. Преимуществом метода является то, что расплав не соприкасается с охлажденным тиглем, поэтому может быть достигнут более высокий перегрев в расплаве. Недостатки - возможный захват керамических частиц и повышенное загрязнение расплава. Второй способ – плавки в медном водоохлаждаемом тигле с заливкой расплава в форму.

В работе [88] исследован процесс развития тепловых напряжений при охлаждении отливок из $TiAl$, полученных литьем по выплавляемым моделям. Важными параметрами, которые могут существенно влиять на качество литых деталей, являются величина перегрева, то есть температура расплавленного металла в сравнении с точкой плавления, а также температура предварительного нагрева литейной формы. Текучесть расплава $TiAl$, как было показано, существенно зависит от температуры преднагрева формы (рисунок 18) [89]. Низкие температуры нагрева приводят к тому, что недостаточный темп поступления жидкого металла в форму обуславливает частичное ее заполнение и пористость отливки.

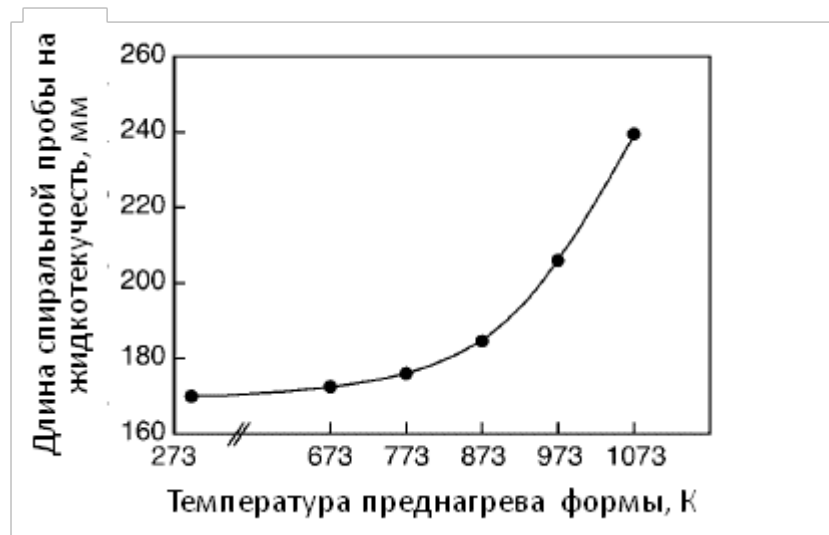


Рисунок 18 – График зависимости длины спиральной пробы на жидкотекучесть от температуры предварительного нагрева формы [89]

Повышение перегрева до значений 140 - 180 °С, как показано, приводит к лучшему заполнению формы и повышенному выходу годного от 50 до 90 % [90]. В данном исследовании использовался метод вакуумной индукционной плавки, рассмотренный выше, а форма имела покрытие на основе оксида алюминия, предварительно нагретая до 900 °С.

Как толщина стенок отливки, так и температура расплава играют важную роль в формировании микроструктуры и механических свойств литых деталей, поскольку данные параметры непосредственно влияют на скорость охлаждения [36]. При литье сплава Ti - 48Al - 2Cr - 2Nb в форму с низкой температурой подогрева (350 °С) за счет высокой скорости охлаждения возникает ламеллярная микроструктура, которая распадается при ГИП в температурном диапазоне 1200-1260 °С. Однако если форму предварительно нагреть до 1204 °С (медленное охлаждение), ламеллярная микроструктура сохраняется и после ГИП [91]. В работах [92-94] сообщается о влиянии скорости охлаждения на микроструктуру отливки и ее механические свойства. Механические свойства при комнатной температуре в отношении растяжения для сплава Ti - 47Al - 2Cr - 2Nb после его медленного и быстрого охлаждения рассмотрены в [95]. Скорость охлаждения влияет на размер зерен и соответственно механические свойства отливок. Быстро охлажденный материал продемонстрировал пластичность от 1,3 до 1,9 %, тогда как медленно охлажденный - от 0,6 до 1,7 %. Можно ожидать, что при получении крупных отливок в установке с переменной толщиной стенки формы будут возникать различные микроструктуры и получаться деталь с различными механическими свойствами по своему профилю, как следствие различных скоростей охлаждения внутри детали.

Значение размера детали и, соответственно, влияние скорости охлаждения на механические свойства литых TiAl сплавов исследовано в работах [48, 96]. Было показано, что пластичность при растяжении снижается с 0,7 – 0,8 % до примерно 0,2 %, когда диаметр отливок из борсодержащих сплавов в форме стержней, полученных литьем по выплавляемым моделям с последующим ГИП, увеличивался с 15 до 30 мм.

Пластичность при растяжении отливок из сплава Ti - 48Al - 2Nb - 2Mn, подвергнутого ГИП, уменьшалась с 0,9 до 0,6 % при увеличении диаметра с 12 до 25 мм [96]. Однако после термообработки при 1300 °С в течение 24 ч, пластичность сохранялась на уровне 0,5-0,6 % и, по-видимому, не зависела от диаметра отливки.

Наличие пористости внутри литых деталей существенным образом влияет на механические свойства при комнатной температуре гамма-сплавов. На распределение пористости в отливке влияет скорость охлаждения [94]. Быстрое охлаждение, как обнаружено, ведет к формированию междендритной пористости, что является следствием недостаточной подпитки твердеющего металла при его усадке жидким металлом. При малых скоростях охлаждения, чему способствует более высокая температура формы, пористость в большей степени локализуется на поверхности отливки, что, по-видимому, вызвано реакцией расплава с материалом формы. Геометрия отливки также играет важную роль с точки зрения формирования пористости отливки. Это показано в работе [97], в которой получали отливки в форме «перевернутая морковь» и «морковь». После ГИП пористость отливки уже не оказывала существенного влияния на механические свойства при растяжении (рисунок 19).

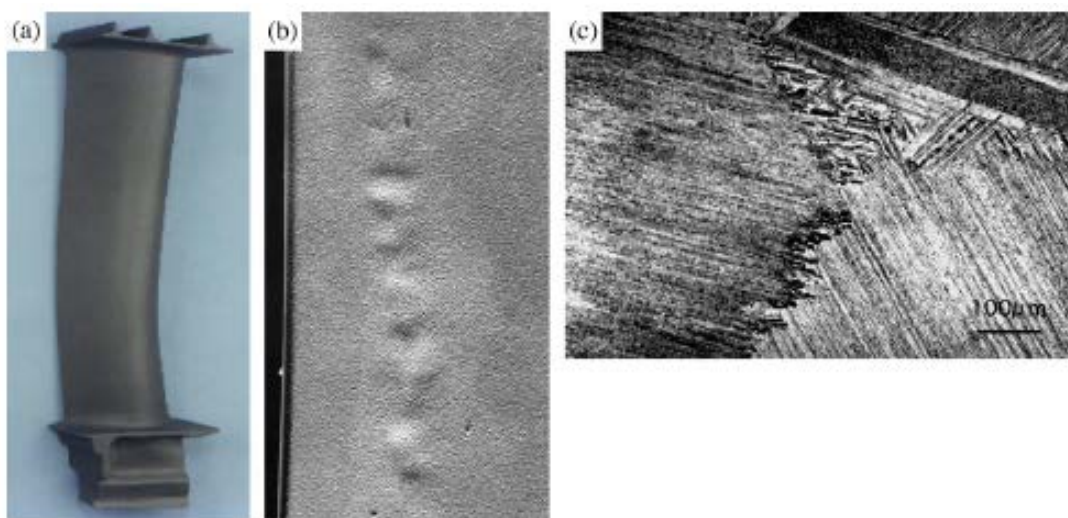


Рисунок 19 – (а) литая лопатка турбины низкого давления; (б) впадины на поверхности лопатки турбины низкого давления, образовавшиеся в результате ГИП, при котором произошло устранение пористости [98]

Метод гравитационного литья в кокиль используется для производства деталей относительно простой формы и предусматривает использование вместо керамической формы многоразовой металлической формы [99]. Применение металлической формы позволяет существенно снизить затраты, поскольку нет необходимости изготавливать сложные и дорогостоящие керамические формы. Кроме того, исключается попадание керамических частиц внутрь деталей, а также их загрязнение кислородом от материала формы.

При центробежном литье расплавленный металл поступает во вращающуюся форму благодаря воздействию центробежной силы, которая заставляет расплавленный металл заполнять форму при постоянном давлении и действует, пока не завершится отверждение. Центробежная сила повышает напор жидкого металла и обеспечивает получение отливок с высокими качеством и целостностью [100]. Центробежное литье может сочетаться с различными методами плавки. В исследованиях по центробежному литью гамма-сплавов, данные о которых имеются в литературных источниках, применялась индукционная гарнисажная плавка в защитной атмосфере (ИГП), и реже вакуумно-дуговая плавка (ВДП) [101, 102]. Это объясняется тем, что для обеспечения однородности слитка, получаемого при ВДП, необходимо использовать исходное сырье в виде слитка, полученного предварительной плавкой, тогда как при ИГП можно использовать шихтовый материал в виде смеси элементов, что обеспечивает существенно большую гибкость и меньшую стоимость при проведении работ.

Для того, чтобы вывести зоны макро- и микропористости за границы детали, требуется использовать большие питатели [103]. Необходимость использования большого объема расплавленного TiAl соответственно приводит к увеличению количества скрапа и, соответственно, к удорожанию литых деталей.

Данные по конструкции литниково-питающих систем для изготовления отливок лопаток авиадвигателей в зарубежной литературе практически отсутствует. В России проводились работы в этой области, в том числе с использованием компьютерного моделирования [86,104].

1.4 Краткие выводы, цели и задачи исследования

Анализ литературных данных показывает, что гамма-сплавы на основе алюминидов титана являются одними из наиболее перспективных материалов для получения фасонных отливок, в том числе лопаток газотурбинных двигателей нового поколения. Основным достоинством данных сплавов является сочетание низкой плотности и необходимого комплекса механических свойств: прочности, пластичности, усталостных свойств и жаропрочности. При

замене никелевых сплавов гамма- сплавами происходит снижение массы лопаток почти в 2 раза.

Современные гамма-сплавы содержат, кроме алюминия, другие легирующие компоненты (Nb, Cr, Mo, Zr, W и др), поэтому для исследования гамма-сплавов требуется рассмотрение как минимум пятикомпонентной фазовой диаграммы. На сегодняшний день одним из наиболее перспективных разработок являются так называемые гамма-сплавы 3-его поколения типа TNM-B1 ($\text{Ti}_{43,5}\text{Al}_{4}\text{Nb}_1\text{Mo}_{0,1}\text{B}$), содержащие, помимо алюминия, ниобий и молибден.

Важнейшими аспектами являются технология получения гамма-сплавов, способы литья и термообработка, поскольку от них зависят химический и фазовый состав сплавов, механические и эксплуатационные свойства отливок.

Для достижения поставленных целей в работе решались следующие задачи:

1. Проведение расчетного анализа тройных, четверных и пятерных систем на основе Ti-Al в области гамма-сплавов с содержанием в композициях Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn и Si.
2. Разработка новой технологии приготовления гамма-сплава системы Ti-Al-Nb-Mo с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb.
3. Исследование структуры и свойств сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb.
4. Сравнительный анализ эффективности использования новой технологии изготовления отливок из сплава-аналога TNM-B1 с традиционной технологией производства отливок из базового сплава TNM-B1.

ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объект исследования

Объектом теоретических исследований являлись тройные, четверные и пятерные системы в области гамма-сплавов на основе Ti-Al. В композициях кроме Ti и Al использовали Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn и Si.

Объектами экспериментального исследования являлся интерметаллидный гамма-сплав на основе алюминид титана TNM-B1. Состав исследуемого сплава приведен в таблицах 4, 5. Свойства базового сплава TNM-B1 по данным компании-производителя GFE (Германия) приведены в таблице 6.

Таблица 4 – Химический состав исследуемого гамма-сплава

Сплав	Ед. изм.	Al	Nb	Mo	B	Ti
TNM-B1 (базовый сплав и сплав-аналог)	% ат.	43,5	4	1	0,1	основа
	% масс.	28,6±0,7	9,2±0,5	2,3±0,5	0,026±0,05	

Таблица 5 – Требование по содержанию примесей в сплаве TNM-B1

Ед. изм.	Содержание примесей в сплаве TNM-B1, не более					
	H	N	O	C	Fe	Ni
% масс.	0,005	0,02	0,08	0,02	0,1	0,05

Таблица 6 – Регламентируемые механические свойства базового сплава TNM-B1

Наименование свойств	Ед изм.	Значение
1	2	3
1 Предел прочности σ_B , при температуре:	МПа	
20 °C		685
600 °C		670
700 °C		650
800 °C		525
900 °C		305

Продолжение таблицы 6

1	2	3
2 Относительное удлинение δ , при температуре: 20 °С 600 °С 700 °С 800 °С 900 °С	%	0,5 0,7 1 5 25
3 Модуль Юнга при 20 °С	ГПа	150
4 Модуль Юнга при 700 °С	ГПа	130
5 Относительное удлинение при 800 °С, δ^{800}	%	5
6 Плотность $\rho_{\text{тв}}$ при 20 °С	кг/м ³	4160
7 Твердость	HV10	350
8 Рабочая температура	°С	до 850

2.2 Исходные материалы

Для приготовления гамма-сплавов использовали губчатый титан ТГ110 ГОСТ 17746-96 и иодидный титан ТИ-1 (таблица 7) после переплава, алюминий А995 ГОСТ 11069-74 (таблица 8), лигатуры Al-Nb и Al-Mo (таблица 9), бор 99,95. Для приготовления лигатур Al-Nb и Al-Mo использовали алюминий А995 ГОСТ 11069-74, ниобий Nb1 ГОСТ16099-80 (таблица 10) и молибден МЧ ТУ 48-19-245-84 (таблицу 11).

Таблица 7 – Химический состав титана

материал	Содержание основных элементов, % масс.							
	Ti, не менее)	Примеси, не более						
		Fe	C	Si	Ni	N	O	Cl
ТГ110	99,67	0,09	0,03	0,02	0,04	0,02	0,05	0,08
Иодидный титан	99,95	0,005	0,01	-	0,005	<0,002	<0,01	-

Таблица 8 – Химический состав алюминия А995

материал	Содержание основных элементов, % масс.							
	Al, не менее)	Примеси, не более						
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Ga
А995	99,995	0,0015	0,0015	0,001	0,001	0,001	0,001	0,0030

Таблица 9 – Химический состав лигатур Al-Nb и Al-Mo

Наименование лигатуры	Содержание элементов, % масс.		
	Al	Nb	Mo
Al-Nb	49,6	50,4	-
Al-Mo	53,3	-	46,7

Таблица 10 – Химический состав ниобия Nb1

Содержание основных элементов, % масс.									
Nb, не менее)	Примеси, не более								
	N	O	H	C	Si	Ta	Fe	Ti	W+Mo
Осн.	<0,01	<0,01	<0,001	<0,01	<0,005	<0,1	<0,005	<0,005	<0,01

Таблица 11 – Химический состав молибдена МЧ

Содержание основных элементов, % масс.						
Mo	Примеси, не более					
	Ni	Al+Fe	W	Si	Ca+Mg	K
Осн.	<0,003	<0,014	<0,200	<0,003	<0,003	<0,010

Параметры свойств основных исходных материалов, которые использовали в последующих расчетах, приведены в таблице 12.

Таблица 12 – Основные свойства материалов, используемых для приготовления гамма-сплавов

Наименование свойств	Основные компоненты гамма-сплавов			
	Al	Ti	Nb	Mo
1	2	3	4	5
1 Температура плавления $T_{пл}$, °С	660	1670	2468	2617

Продолжение таблицы 12

1	2	3	4	5
2 Плотность $\rho_{\text{ТВ}}$, кг/м ³ $\rho_{\text{Ж}}$, кг/м ³	2700 2300	4505	8570 7580	10220
3 Теплоемкость $C_{\text{ТВ}}$, Дж/кг·К $C_{\text{Ж}}$, Дж/кг·К	930 1080	540	268 450	256
4 Теплопроводность $\lambda_{\text{ТВ}}$, Вт/м·К $\lambda_{\text{Ж}}$, Вт/м·К	213 104	18,85	53,5 65	142
5 Электропроводность $\gamma_{\text{ТВ}} \cdot 10^6$, 1/Ом·м	33,3		6,53	19,23
6 Электропроводность $\gamma_{\text{Ж}} \cdot 10^6$, 1/Ом·м	15,2			

2.3 Методика приготовления лигатур Al-Mo и Al-Nb

Лигатуру Al-Mo и Al-Nb готовили в лабораторной вакуумной дуговой печи Arc200. Для изготовления лигатуры Al-Mo 50 на 50 % использовали чистые алюминий и молибден. Шихта кусковая. Вакуум до плавки $1 \cdot 10^{-4}$ мм рт.ст. Время откачки печи 1 час. Давление аргона 250-300 мм рт.ст. Сила тока 250-500 А. Напряжение 25-30 В. Время плавки до переворота 1,5 минуты. После расплавления алюминия при перегреве начинает плавиться молибден. Сделали 5 переворотов садки. Слили в кокиль.

Для приготовления лигатуры Al-Nb использовали чистые алюминий и ниобий. Шихта кусковая.

2.4 Методика приготовления гамма-сплавов на основе титана

Приготовление гамма-сплавов осуществляли в вакуумной индукционной плавильно-заливочной установке Consarc и в лабораторной вакуумной дуговой печи Arc200.

2.4.1 Приготовление гамма-сплавов на основе титана в вакуумной индукционной плавильно-заливочной установке Consarc

В вакуумной индукционной плавильно-заливочной установке Consarc с медным водоохлаждаемым тиглем и центробежно вращающейся формой было проведено 2 серии экспериментов. На первом этапе использовали сплав TNM в виде слитков, которые были переплавлены и залиты в формы.

На втором этапе в качестве основы шихты также использовали слитки сплав TNM. Для подшихтовки применялись чистые металлы: титан, алюминий, ниобий, молибден, хром и цирконий. Общая масса шихтовых материалов во всех плавках составляла 9,00 – 9,10 кг, что соответствовало полной загрузке тигля печи. Мощность на индукторе печи в процессе проведения всех плавов поддерживалась максимальной 300 – 305 кВт.

Керамические литейные формы изготавливали из суспензии на основе ЭТС40 и обсыпки электрокорундом по серийной технологии ПАО «ОДК-УМПО»..

Заливку форм осуществляли по следующему режиму:

- Температура заливки: 1650 °С;
- Температура керамической формы: 700 °С;
- Скорость вращения формы 400 об./мин.

2.4.2 Приготовление гамма-сплавов на основе титана в лабораторной вакуумной дуговой печи Arc200

Сплав типа TNM-B1 готовили в лабораторной вакуумной дуговой печи Arc200. Для изготовления использовали титан (губчатый или иодидный), лигатуры Nb-Al (50 - 50) и Mo-Al (50-50), алюминий, Бор В₄С. Шихта кусковая. Вакуум до плавки 1*10⁻⁴ мм рт.ст. Время откачки печи 1 час. Давление аргона 250-300 мм рт.ст. Сила тока 250-500 А. Напряжение 25-30 В. Время плавки до переворота 1,5 минуты. Количество переворотов садки: 4-5 раз. Заливку образцов осуществляли в стальные изложницы и в графитовые формы, изготовленные на станке с ЧПУ.

2.5 Методика термообработки образцов из титановых сплавов

Высокотемпературную газостатическую обработку (ГИП) литых образцов гамма-сплавов проводили на газостате в ОАО «Композит» по следующему режиму: температура 1250 °С, давление 170 МПа, время выдержки 4 ч.

Вакуумный отжиг при 1250 °С проводили в вакуумной печи сопротивления ВЭ-3-16 с графитовым нагревателем. Вакуум составлял 5 10⁻⁵ мм рт.ст..

Отжиг при 800 °С проводили в муфельной печи СНОЛ в воздушной атмосфере. Изменений во внешнем виде образцов обнаружено не было.

2.6 Методика исследования структуры и свойств лигатур и гамма-сплавов на основе титана

2.6.1 Определение плотности лигатур

Плотность лигатур Al-Mo и Al-Nb определяли расчетным и экспериментальным методами. Расчетные значения плотности композита находили по правилу аддитивности удельных объемов:

$$\frac{1}{\rho_{\text{л}}} = \frac{X_{\text{Mo(Nb)}}}{\rho_{\text{Mo(Nb)}}} + \frac{X_{\text{Al}}}{\rho_{\text{Al}}}, \quad (3)$$

где $\rho_{\text{л}}$, $\rho_{\text{Mo(Nb)}}$ и ρ_{Al} – соответственно плотности лигатуры, молибдена (ниобия) и алюминия, кг/м³;

$X_{\text{Mo(Nb)}}$ и X_{Al} – соответственно массовые доли молибдена (ниобия) и алюминия, %.

Экспериментальную плотность находили методом гидростатического взвешивания. Образцы для определения плотности получали из слитка готовой лигатуры путем разрезания ее на части при помощи дисковой пилы. Вначале измеряли массы образцов в воде и на воздухе, затем определяли плотности отдельных частей чушки, по формуле:

$$\rho_{\text{км}} = m_1 \cdot \rho_{\text{H}_2\text{O}} / (m_1 - m_2), \quad (4)$$

где $\rho_{\text{км}}$ и $\rho_{\text{H}_2\text{O}}$ – плотность лигатуры и воды соответственно, кг/м³;

m_1 и m_2 – масса образца на воздухе и в воде соответственно, кг;

2.6.2 Методика металлографического исследования и определения химического и фазового состава образцов из титановых сплавов

Микроструктуру и химический состав литых и термообработанных образцов изучали на электронном сканирующем (СЭМ) микроскопе TESCAN VEGA 3 с энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA SDD X-MAX производства Oxford Instruments и программным обеспечением INCA Energy для проведения микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), построения профилей состава и карт распределения элементов. Образцы для металлографических исследований готовили механической полировкой. Шлифы подвергали химическому травлению в реактиве, состоящем из 1 мл HF, 1,5 мл HCl, 2,5 мл HNO₃, 95 мл H₂O, в течение 15 с.

2.6.3 Методика определения механических свойств образцов из титановых сплавов

Механические свойства образцов при комнатной температуре оценивали по результатам испытаний на одноосное растяжение плоских образцов, вырезанных из отливок, на универсальной испытательной машине Zwick Z250 и по результатам измерения твердости по методу Виккерса на универсальном твердомере Wilson Wolpert 930N при нагрузке 5 кг и времени испытания 15 с.

Испытание на сжатие при повышенных температурах проводили на комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble 3800 с установленным модулем Hydrowedge II. В качестве образцов для испытания использовали цилиндры диаметром 6 мм и высотой 10 мм. Нагрев образцов осуществляли прямым пропусканием электрического тока. Для контроля температуры непосредственно к поверхности образца приваривались термопары (S-type). Испытания проводили в вакууме глубиной порядка 10^{-4} мм рт.ст. Для прецизионной регистрации изменений размера образцов использовали специально адаптированные под данный вид испытаний и используемый размер образцов навесные датчики (экстензометры), фиксирующие не движение траверсы, а непосредственное изменение высоты и диаметра цилиндрических образцов в ходе проводимых испытаний.

По результатам испытаний определяли зависимость модуля Юнга, предела текучести и предела пропорциональности в интервале температур 20-1000 °C.

2.7 Методика расчетного количественного анализа фазового состава сплавов на основе титана и анализа заливки формы и формирования отливки лопатки КВД

Расчет фазового состава проводился с помощью программы Thermo-Calc (версия TCW5) 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.

Расчетный анализ заливки и формирования отливки проводился в программе ProCAST версии 2017 года.

ГЛАВА 3 КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТРОЙНЫХ, ЧЕТВЕРНЫХ И ПЯТЕРНЫХ СИСТЕМ В ОБЛАСТИ ГАММА-СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА

Расчет фазового состава проводился с помощью программы Thermo-Calc с использованием базы данных TTTIAL1: Thermotech TiAl-based Alloys Database [56, 105,106]. Данная база содержит сведения о 13 химических элементах и предназначена для расчета фазового состава многокомпонентных гамма-сплавов. Проведен расчетный анализ тройных, четверных и пятерных систем на основе Ti-Al в области гамма-сплавов. В композициях, кроме Ti и Al, использовали Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn и Si (эти элементы входят в состав известных сплавов). Результаты расчетных исследований опубликованы в учебном пособии «Фазовый состав многокомпонентных гамма-сплавов на основе алюминидов титана», глава 2,3,4 (Издательство ВИАМ, 2018 г.) [47].

3.1 Расчетный анализ тройных систем Ti-Al-X

Качественный анализ включал расчет изотермических и политермических разрезов, а количественный – расчет критических температур и фазового состава отобранных сплавов при характерных температурах, а также расчет неравновесной кристаллизации по модели Sheil-Culliver [106]. Рассмотрены тройные системы типа Ti–Al–X (где X –Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn, Si). Диапазон по алюминию для изотермических разрезов составлял от 30 до 60 мол. %, т.е. заведомо охватывая область гамма-сплавов. Рассчитываемые диапазоны концентраций третьих элементов (X) составляли: до 15 мол.% Nb, до 6 мол.% Mo, Cr, V, Zr, Mn и до 3 мол.% W и Si. Эти значения перекрывают концентрации данных добавок в известных марках [22]. Политермические разрезы рассчитывали при 45 мол. % Al, что отвечает его среднему содержанию в известных гамма-сплавах. Большинство изотермических разрезов рассчитывали при 1200 и 800 °С. Первая температура характерна для операции горячего изостатического прессования (ГИП), которой практически всегда подвергают отливки гамма-сплавов [22,24]. Вторая температура близка верхнему пределу рабочих температур деталей (в частности, лопаток газотурбинных двигателей), изготовленных из гамма-сплавов [1].

Расчет систем Al–Ti–X в указанных диапазонах показал наличие следующих фаз:

- α – твердый раствор на основе ГП -решетки (α -титана);
- β – твердый раствор на основе ОЦК -решетки (β -титана);
- β_2 – твердый раствор на основе ОЦК-решетки (с повышенным содержанием β -стабилизатора);

- γ – твердый раствор на основе алюминида TiAl ;
- α_2 – твердый раствор на основе алюминида Ti_3Al ;
- Ti_5Si_3 – силицид титана;
- σ – фаза на основе соединения AlX_3 ;
- λ – фаза на основе соединения TiX_2 (фаза Лавеса);
- TiAl_3 – твердый раствор на основе алюминида TiAl_3 .

Именно эти фазы и определяют многообразие фазового состава и структуры тройных гамма-сплавов. Полученные результаты позволяют выявить отдельное влияние каждого элемента на формирование структуры. Этот анализ может быть использован для первичного обоснования оптимальных концентраций легирующих компонентов X при разработке гамма-сплавов.

3.1.1 Политермические разрезы тройных систем

Рассмотрены политермические сечения тройных систем типа Ti-Al-X (где X – Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn, Si). Политермические разрезы систем Ti-Al-X , рассчитанные при постоянной концентрации алюминия (45 мол. %), позволяют провести первичный анализ влияния третьего элемента (X) на фазовый состав гамма-сплавов при разных температурах. В отличие от двойной системы Ti-Al (рисунок 2) политермические разрезы тройных систем содержат трехфазные области. Другой общей особенностью тройных систем является то, что перитектические ($L+\beta \rightarrow \alpha$ и $L+\alpha \rightarrow \gamma$) и эвтектическая ($\alpha \rightarrow \alpha_2+\gamma$) реакции, неинвариантные в системе Ti-Al , становятся моновариантными, т.е. они протекают в интервале температур. Ниже рассматриваются особенности конкретных политермических разрезов.

Система Ti-Al-Nb . Ниобий присутствует в составе многих гамма-сплавов, в ряде марок (например TNB) его концентрация достигает 10 мол. % (таблицу 2). Данная тройная система достаточно хорошо изучена с использованием как экспериментальных, так и расчетных методов [107-110].

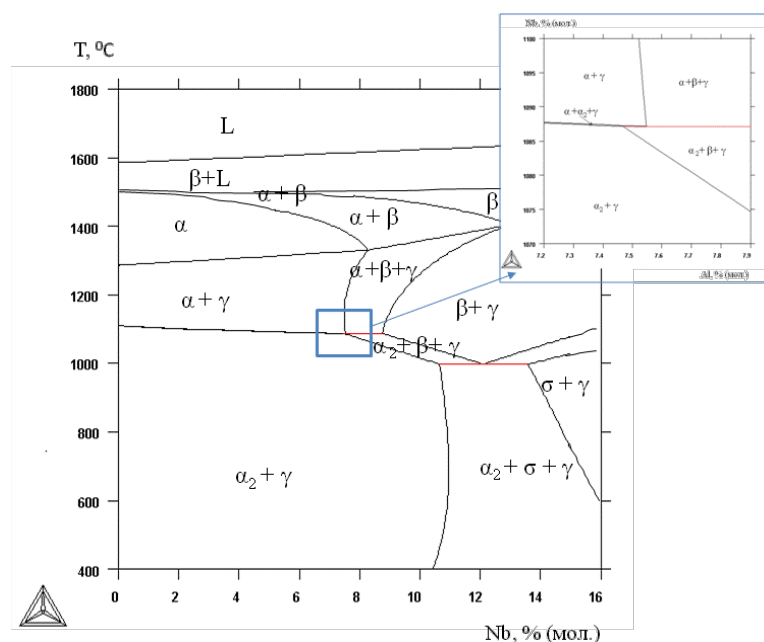


Рисунок 20 – Политермическое сечение системы Ti-Al-Nb при 45 мол.% Al

Как видно из разреза, приведенного на рисунке 20, в равновесных условиях во всех тройных сплавах рассматриваемого диапазона первично кристаллизуется β -фаза. Однако фазовый состав на момент окончания кристаллизации зависит от количества ниобия в сплаве. При его концентрации до ~4 мол. % сплавы заканчивают кристаллизацию в двухфазной области $\alpha+\beta$, а при большей концентрации – в β -области. Однако эта однофазная область существует в достаточно узком температурном диапазоне. При охлаждении до 1300–1400 °C сплавы разреза содержат только фазы α и β , при более низких температурах имеются области с γ фазой.

Ниобий повышает температуры ликвидуса (T_L) и солидуса (T_S), а также температуру появления алюминида γ . С другой стороны, ниобий снижает температуру появления алюминида α_2 , который образуется в результате эвтектоидного превращения. В диапазоне до ~7 % Nb это превращение является трехфазным ($\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$), т.е. таким же, как и системе Ti-Al (рисунок 1). Хотя в тройной системе это превращение моновариантно, его температурный диапазон очень мал (см. выноски на рисунке 20). При 7–9 мол. % Nb имеется горизонталь (рисунок 20), отвечающую четырехфазному эвтектоидному превращению $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$. При большей концентрации этого элемента, когда исчезает фаза α , из данного политермического разреза следует возможность протекания другой эвтектоидной реакции $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \sigma$.

Ниже на примере рассчитанного политермического разреза рассматриваются фазовые превращения сплава TNB, содержащего 45 мол. % Al и ниобий в диапазоне от 5 до 10 мол. % (см. таблицу 2). Эти предельные концентрации отмечены фигуративными прямыми на рисунке 20. В обоих случаях сплавы заканчивают кристаллизацию в β -области, а затем при понижении температуры они попадают в двухфазную область $\alpha+\beta$. Далее разрез выявляет

различие в фазовом составе. Если при 5 мол. % Nb сплав становится однофазным (α), то при 10 мол. % Nb он остается двухфазным ($\alpha+\beta$). Интересно отметить, что инвариантное эвтектоидное превращение $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$ не протекает при рассматриваемых (т.е. граничных) концентрациях ниобия. При 5 мол. % Nb имеет место трехфазная моновариантная реакция $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, в результате которой и формируются двухфазные колонии $\alpha_2 + \gamma$, определяющие свойства гамма-сплавов. С другой стороны, при 10 % Nb из-за отсутствия фазы α эти эвтектоидные колонии не должны образовываться.

Система Ti-Al-Mo. Молибден присутствует в составе ряда гамма-сплавов 3-го поколения, в частности TNM [61,105,111]. Как правило, такие сплавы кроме молибдена содержат и другие легирующие элементы.

Как видно из разреза, приведенного на рисунке 21, в равновесных условиях во всех тройных сплавах рассматриваемого диапазона первично кристаллизуется β -фаза.

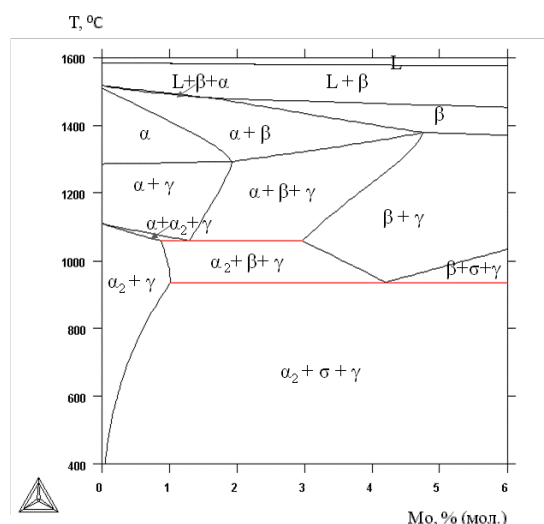


Рисунок 21 – Политермическое сечение системы Ti-Al-Mo при 45 мол. % Al

В диапазоне до ~1,7 мол. % Mo сплавы попадают в двухфазную область $\alpha+\beta$, а при большей концентрации этого элемента - в однофазную β -область. Молибден, в отличие от ниобия, несколько снижает температуры ликвидуса и солидуса. С другой стороны, добавка Mo повышает температуру появления фазы γ . Молибден приводит к заметному снижению температуры появления алюминида α_2 в результате моновариантного эвтектоидного превращения $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$. Температуры начала и конца этого превращения (трансусы фаз α и α_2) значительно больше, чем в системе с ниобием (см. рисунки 20 и 21). При 1 мол. % Mo эта разница составляет ~10 °C против ~1 °C в случае 8 мол. % Nb.

В диапазоне от 1 до 3 мол. % Mo на разрезе четко выявляется горизонталь, отвечающая четырехфазному эвтектоидному превращению $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$. Особенно следует отметить, что, уже

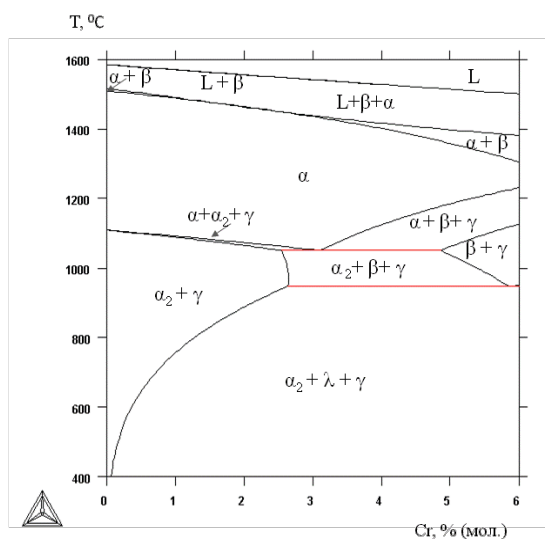
начиная с 1 мол. % Мо, следует ожидать появления фазы σ в результате невариантной реакции $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \sigma$, температура которой составляет около 950 °С. Такое строение политемического разреза (рисунок 21) позволяет сделать вывод о нецелесообразности использования в гамма-сплавах повышенных концентраций молибдена. При понижении температуры граница появления фазы σ сдвигается в сторону уменьшения концентрации этого элемента и при 400 °С она составляет около 0,1 мол. % Мо.

Данный разрез является характерным примером сложного влияния добавки третьего элемента. В частности, при высоких температурах молибден ведет себя как типичный β -стабилизатор (начиная с ~2 мол. % Мо появляется однофазная β -область). С другой стороны, при температурах ниже 950 °С (т.е. заведомо в диапазоне эксплуатации гамма-сплавов) β фаза совсем отсутствует.

Система Ti–Al–Cr. Хром присутствует в составе ряда гамма-сплавов в частности, в одном из наиболее известных сплавов 2-го поколения 48-2-2, разработанного компанией General Electric. Как правило, концентрация хрома в гамма-сплавах не превышает 2 мол. %, при этом почти все они содержат и другие легирующие элементы (таблица 2).

Данная система подробно рассмотрена в статье G. Shao и др. [65], согласно которой в гамма-сплавах может присутствовать фаза Лавеса на основе соединения TiCr_2 , содержащая до 40 мол. % Al и участвующая в ряде превращений.

В сплавах рассматриваемого разреза первично кристаллизуется β -фаза. Однако в отличие от систем с Nb (рисунок 20) и Мо (рисунок 21), в системе Ti–Al–Cr все сплавы (содержащие до 6 мол. % Cr) попадают в однофазную α -область, которая имеет значительные размеры (рисунок 22).



Рискнок 22 – Политемическое сечение системы Ti–Al–Cr при 45 мол. % Al

Хром значительно снижает температуры ликвидуса и солидуса. а также температуры начала и конца моновариантного эвтектоидного превращения $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$. Максимальный температурный диапазон этой реакции, который достигается при 2,5 мол. % Cr, составляет $\sim 2^\circ\text{C}$.

В диапазоне 2,5–5 мол. % Cr на политермическом разрезе имеется горизонталь, отвечающая четырехфазному эвтектоидному превращению $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$. Особенностью данного разреза является наличие фазы Лавеса λ и неинвариантной реакции $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \lambda$, температура которой составляет около 950°C . Таким образом, ниже этой температуры в равновесных условиях фаза β не должна существовать в сплавах данного разреза, так как она исчезает после завершения этой эвтектоидной реакции. Поскольку фазы Лавеса, отличающиеся низкой пластичностью, как правило, нежелательны, то рассматривать более высокие концентрации хрома, чем те, которые содержатся в марочных гамма-сплавах (таблица 2), вероятно, нецелесообразно. С другой стороны, отмечается, что фазы Лавеса повышают жаростойкость при температурах до 900°C включительно.

Система Ti–Al–Mn. Марганец присутствует в составе ряда гамма-сплавов в количестве до 2 мол. % (например, 45XD, см. таблицу 2), как правило, совместно с другими легирующими элементами.

Во всех сплавах рассматриваемого диапазона первично кристаллизуется β -фаза, а заканчивается кристаллизация, как и в двойном сплаве Ti–45 мол. % Al (рисунок 2), в области $\alpha + \beta$ (рисунок 22). Марганец снижает температуры ликвидуса и моновариантного эвтектоидного превращения $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, но несколько повышает температуры солидуса и появления фазы γ .

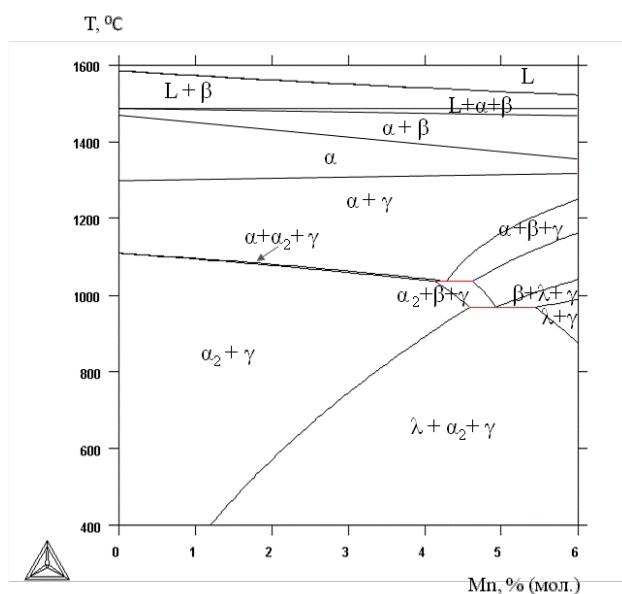


Рисунок 22 – Политермическое сечение системы Ti–Al–Mn при 45 мол. % Al

Горизонталь, отвечающая четырехфазному эвтектоидному превращению $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$ (при 1036 °С), появляется при содержании марганца более 4 мол. %, что находится за пределами составов марочных сплавов. В системе Ti–Al–Mn (как и в системе Ti–Al–Cr, см. рисунок 21) имеется неинвариантная эвтектоидная реакция $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \lambda$, в результате которой образуется фаза Лавеса. Граница появления этой фазы при понижении температуры сдвигается в сторону меньших концентраций марганца. Однако и при 400 °С она составляет более 1 мол. % Mn. Из рисунка 22 следует, что тройные гамма-сплавы, содержащие 45 мол. % Al и добавку марганца, в широком диапазоне температур (ниже 1000 °С) должны быть двухфазными $\alpha_2 + \gamma$.

Система Ti–Al–W. Вольфрам присутствует в составе ряда гамма-сплавов в количестве до 2 мол. % (например, АВВ-2, см. таблицу 2), как правило, совместно с другими легирующими элементами.

Во всех сплавах рассматриваемого диапазона первично кристаллизуется β -фаза (рисунок 23).

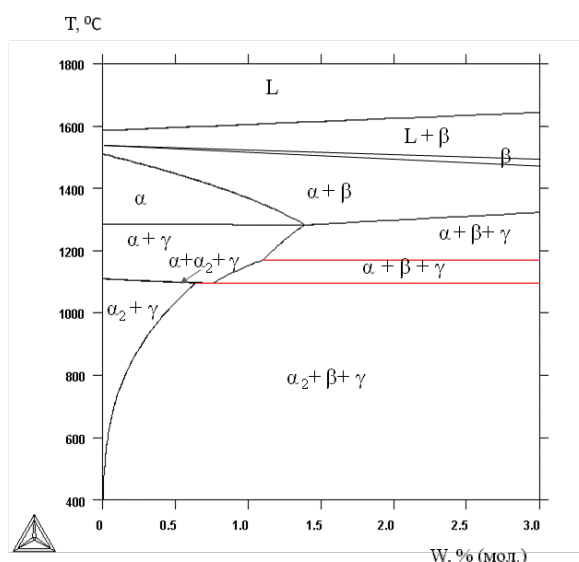


Рисунок 23 – Политермическое сечение системы Ti–Al–W при 45 мол. % Al

Сплавы, содержащие W более 0,5 мол. %, заканчивают кристаллизацию в однофазной области, т.е. являются β -затвердевающими. Поскольку эта однофазная область весьма узкая, то при понижении температуры на несколько градусов все сплавы данного разреза попадают в двухфазную область $\alpha + \beta$. Вольфрам повышает температуру ликвидуса, но снижает температуры солидуса и моновариантного эвтектоидного превращения $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$. Температурный диапазон последнего очень мал (менее 1 °С).

При концентрации вольфрама более 0,5% на разрезе выявляется горизонталь (рисунок 22), отвечающая четырехфазному эвтектоидному превращению $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$, температура которого составляет ~1095 °С. При более низких температурах сплавы,

содержащие вольфрам уже в небольшом количестве, находятся в трехфазной области $\alpha_2 + \gamma + \beta$, что предполагает стабильность структуры и более высокую жаропрочность, чем в других тройных системах. На этом разрезе имеется еще одна горизонталь при $\sim 1180^\circ\text{C}$, отвечающая монотектоидной реакции $\beta \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta_2$, в результате которой появляется твердый раствор на основе вольфрама (β_2).

Система Ti–Al–Si. Кремний присутствует в составе ряда гамма-сплавов в количестве менее 1 %, как правило, совместно с другими легирующими элементами, в частности, с вольфрамом (например, АВВ-2, см. таблицу 2).

В сплавах рассматриваемого диапазона (до 3 мол. % Si) первично кристаллизуется β -фаза (рисунок 24).

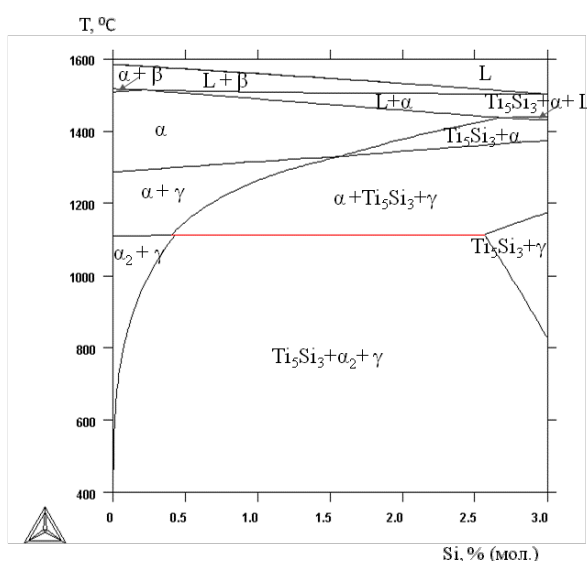


Рисунок 24 – Политермическое сечение системы Ti–Al–Si при 45 мол. % Al

С другой стороны, из-за протекания моновариантной перитектической реакции $L + \beta \rightarrow \alpha$ кристаллизация заканчивается либо в двухфазной, либо в однофазной областях, содержащих фазу α (рисунок 24). Кремний снижает температуры ликвидуса и солидуса, но несколько повышает температуру появления фазы γ . В системе Ti–Al–Si имеется соединение Ti_5Si_3 , которое участвует в эвтектической реакции $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$. Граница появления силицида титана при понижении температуры сдвигается в сторону ничтожно малых концентраций кремния. Поэтому во всех тройных гамма-сплавах, содержащих добавку кремния, следует ожидать наличия этой фазы.

3.1.2 Изотермические разрезы тройных систем

Гамма-сплавы практически всегда подвергают термической обработке при достаточно высоких температурах, когда формируется фазовый состав, весьма близкий к равновесному. В

частности, фасонные отливки, как правило, проходят операцию горячего изостатического прессования (ГИП). С другой стороны, продолжительность работы деталей, изготовленных из гамма-сплавов (например, лопатки турбин), составляет тысячи часов. Поэтому и при рабочих температурах (которая может достигать 800 °С и даже выше) также можно ожидать формирования равновесного фазового состава. Из этого следует, что расчет изотермических разрезов тройных систем представляет не меньший интерес, как и расчет политермических разрезов, рассмотренных в предыдущем пункте.

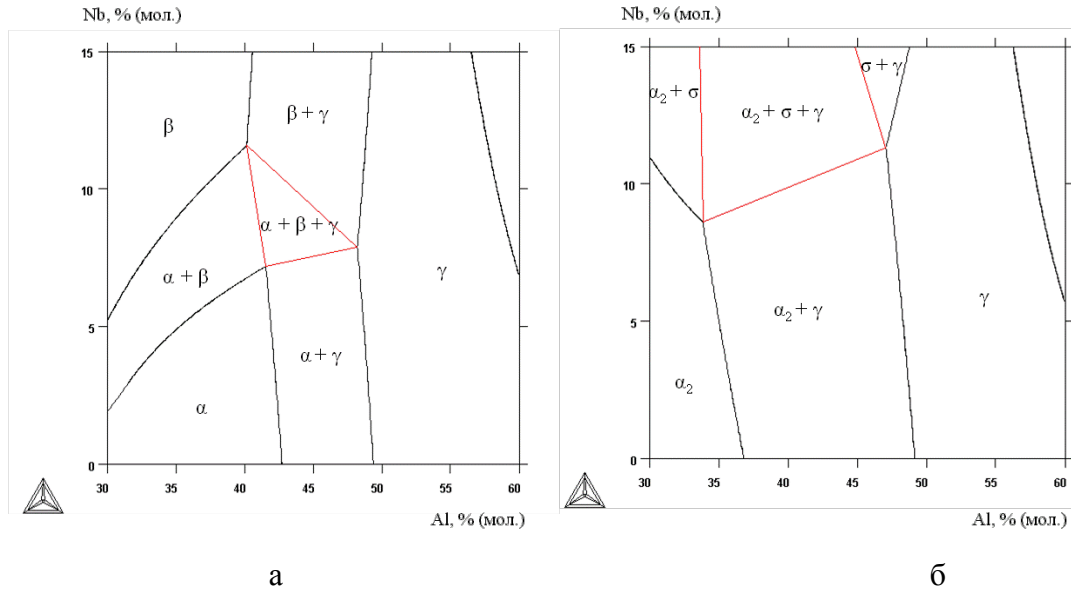
В данном пункте рассматриваются изотермические сечения тройных систем типа Ti–Al–X (где X –Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn, Si), рассчитанные при 1200 и 800 °С. На них кроме одно- и двухфазных областей имеются также трехфазные области, которые, как это следует из общих закономерностей строения фазовых диаграмм [53], представляют собой конодные треугольники.

Для изотермических разрезов при 1200 °С в системах с Nb, Mo, Cr, W и Mn характерно наличие фазовой области $\alpha+\beta+\gamma$. Вершины этого треугольника отвечают составам фаз, находящимся в равновесии. В ряде случаев эти составы, как это видно из рисунка 25а, мало различаются между собой. Следствием этого является то, что малые изменения химического состава тройного сплава могут приводить к значительному изменению в соотношении фаз. Это изменение может самым существенным образом сказаться на конечной структуре. В частности, в статье [106] и патенте [112] предлагается выбирать температуру ГИП-обработки именно с точки зрения оптимального соотношения фаз α , β и γ .

Общей особенностью изотермических разрезов при 800 °С является отсутствие фазы α и наличие фазы α_2 . На всех разрезах присутствуют интерметаллидные фазы α_2 и γ , в том числе в составе трехфазных областей (в частности, $\alpha_2+\beta+\gamma$). Практически все сплавы рассматриваемых диапазонов содержат, по крайней мере, одну из этих фаз. Кроме того, в ряде систем имеются и другие фазы: σ (в системах с ниобием и молибденом), λ (в системах с хромом и марганцем) и Ti_5Si_3 (в системе с кремнием).

Система Ti–Al–Nb. На разрезе при 1200 °С присутствуют три однофазные (α , β , γ), три двухфазные ($\alpha+\beta$, $\alpha+\gamma$, $\beta+\gamma$) и трехфазная ($\alpha+\beta+\gamma$) области (рисунок 25а). Размеры последней (т.е. конодного треугольника) малы, поэтому малые изменения химического состава сплава, попадающего в данную область могут приводить к значительному изменению в соотношении фаз. В частности, это относится к сплаву TNB. Даже если рассматривать постоянную концентрацию алюминия (45 мол. %), то в зависимости от содержания ниобия в этом гамма сплаве может сильно меняться. В частности, при его минимальной концентрации (5 мол. % Nb) этот сплав пропадает в двухфазную область $\alpha+\gamma$, а при средней (7,5 мол. % Nb) – в трехфазную.

При максимальной концентрации (10 мол. % Nb) сплав TNB попадает в другую двухфазную область $\beta+\gamma$.



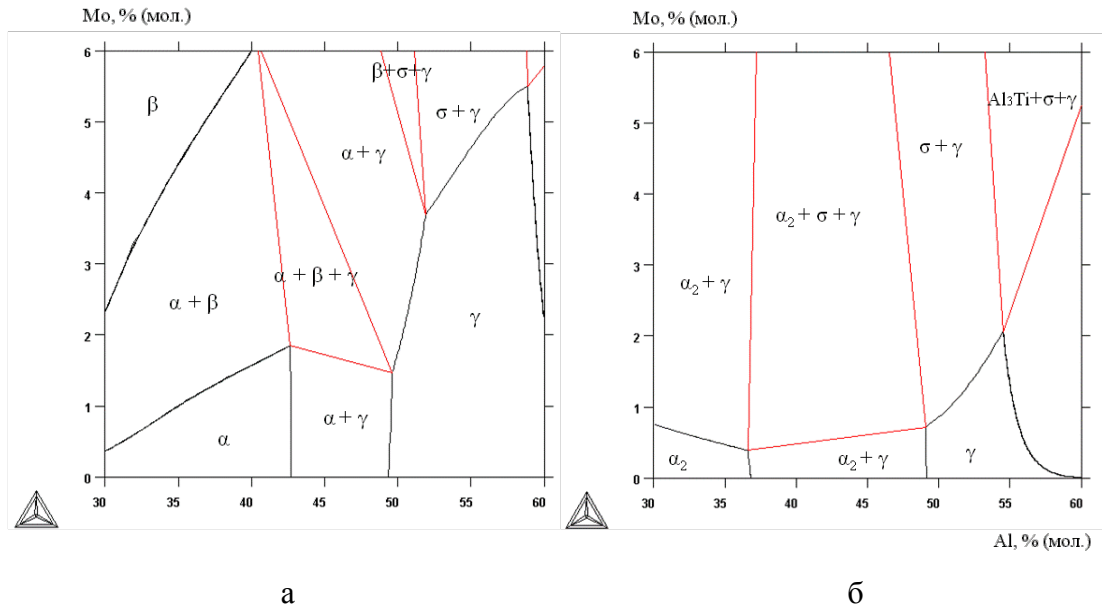
а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 25 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-Nb

Особенностью изотермического разреза этой тройной системы при 800 °С является отсутствие фазы β и наличие областей (в том числе, трехфазной) с фазами α_2 и σ (рисунок 25б). Из этого разреза следует, что сплав TNB практически во всем диапазоне концентраций по ниобию попадает в двухфазную область $\alpha_2+\gamma$.

Система Ti–Al–Mo. Разрез этой тройной системы при 1200 °С отличается от аналогичного разреза системы Ti–Al–Nb наличием областей с фазой σ при концентрациях алюминия свыше 50 % и молибдена свыше 4 % (рисунок 26а). Эти концентрации находятся за пределами составов марочных сплавов (таблицу 2). Не попадает в эти пределы и трехфазная $\alpha+\beta+\gamma$ область.

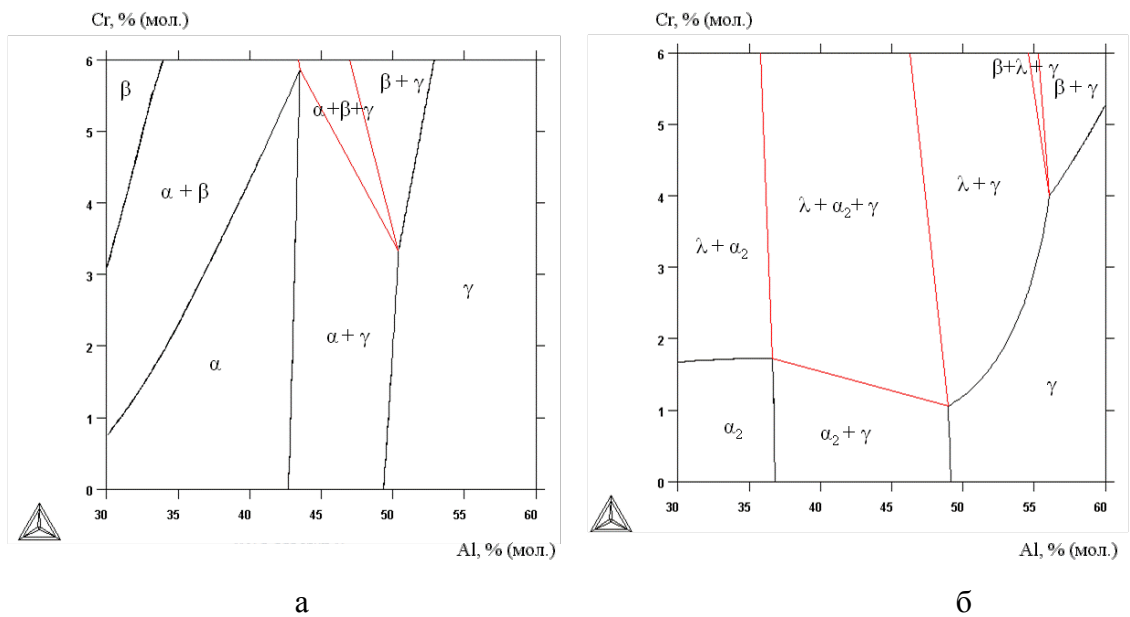
Разрез рассматриваемой тройной системы при 800 °С характеризуется наличием двух трехфазных областей: $\alpha_2+\gamma+\sigma$ и $\gamma+\sigma+\text{Al}_3\text{Ti}$ (рисунок 26б). В первую из них, которая занимает значительную часть разреза, попадают составы большинства марочных сплавов. Следует также отметить и отсутствие фазы β во всем диапазоне концентраций алюминия и молибдена.



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 26 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-Mo

Система Ti-Al-Cr. На разрезе этой тройной системы при 1200 °C присутствуют три однофазные (α , β , γ), три двухфазные ($\alpha + \beta$, $\alpha + \gamma$, $\beta + \gamma$) и трехфазная ($\alpha + \beta + \gamma$) области (рисунок 27а). Однако в отличие от аналогичного разреза системы Ti-Al-Nb (рисунок 25а) трехфазная область располагается при концентрациях хрома свыше 3 мол. %, что находится за пределами составов марочных сплавов (таблица 2). Также следует отметить, что при содержании алюминия менее 43 %, сплавы, содержащие хром, как минимум до 3 мол. %, попадают в однофазную область α .

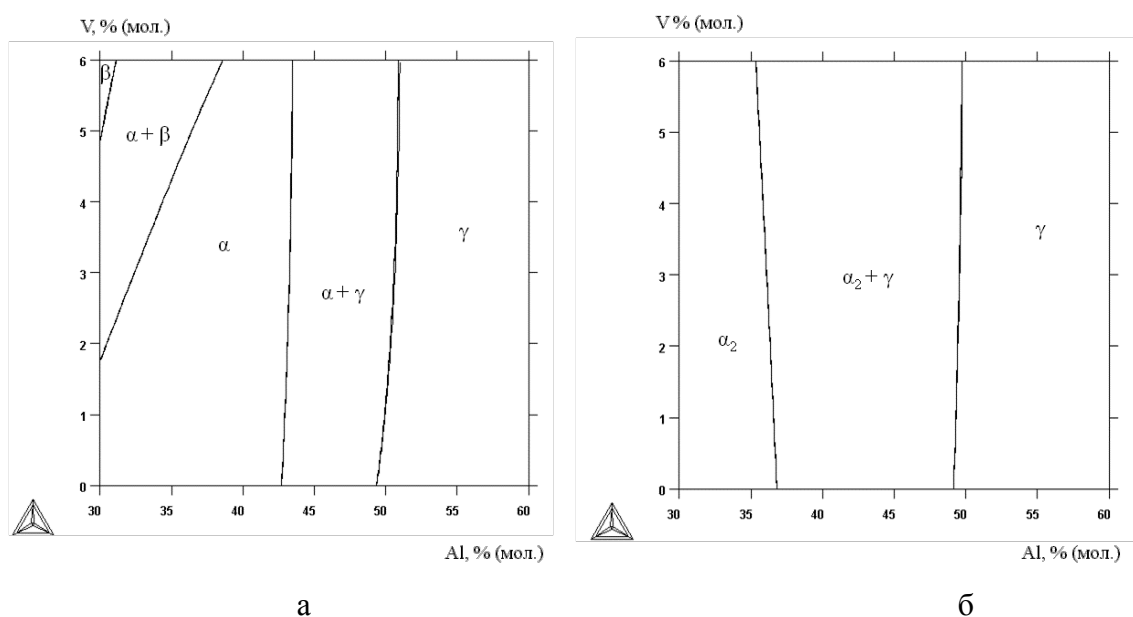


а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 27 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-Cr

Изотермический разрез при 800 °С характеризуется наличием фазы λ , в том числе, в составе трехфазной области $\alpha_2 + \gamma + \lambda$, которая достаточно велика (рисунок 27б). При содержании хрома свыше примерно 1,5 % тройные гамма-сплавы рассматриваемой системы попадают именно в эту область.

Система Ti–Al–V. На изотермическом разрезе этой системы при 1200 °С трехфазные области отсутствуют, а однофазные (α и γ) занимают значительную часть (рисунок 28а).



а) при 1200 °С; б) при 800 °С

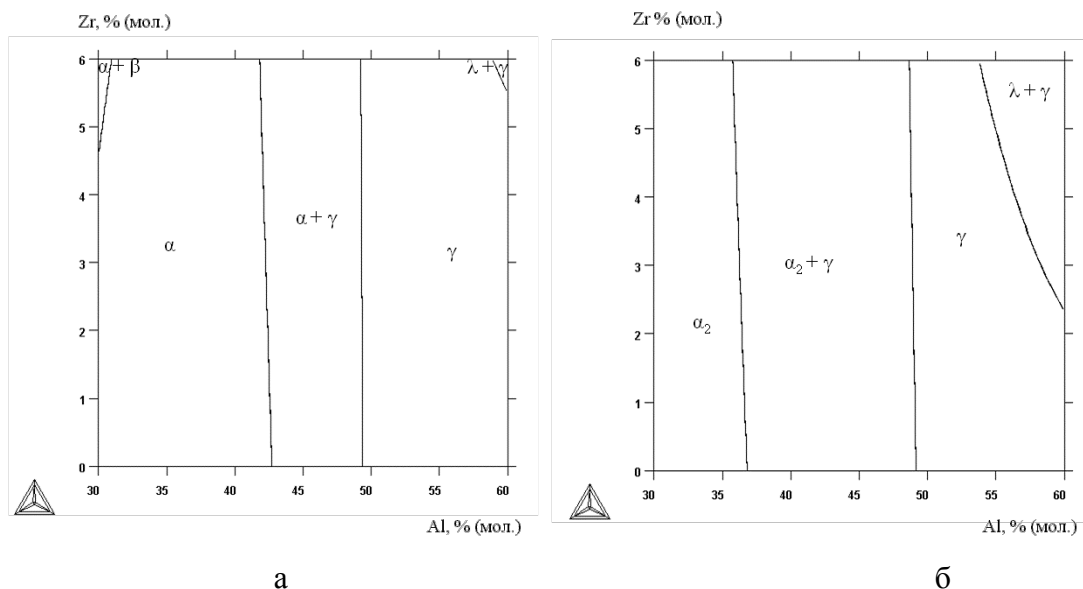
Рисунок 28 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-V

Следует также отметить, что влияние ванадия на фазовые границы, вытекающие из двойной диаграммы Ti–Al (рисунок 1), незначительно. Фаза β появляется только при содержании алюминия менее 40 % и ванадия более 2 %. При содержании алюминия менее ~43% сплавы с ванадием попадают в однофазную область α , а при большем содержании алюминия в двухфазную область $\alpha + \gamma$.

Разрез при 800 °С имеет еще более простое строение, т.к. он содержит только 3 области: α_2 , $\alpha_2 + \gamma$ и γ . (рисунок 28б). Для гамма-сплавов наиболее вероятно попадание в двухфазную область, поскольку она расположена при типичных концентрациях алюминия.

Система Ti–Al–Zr. Изотермические разрезы системы Ti–Al–Zr (рисунок 29) имеют примерно такое же строение, как и аналогичные разрезы тройной системы с ванадием (рисунок 28). Трехфазные области отсутствуют, а большую часть занимают однофазные области. При высоких концентрациях алюминия и циркония на изотермических разрезах, как при 1200 °С (рисунок 29а), так и при 800 °С (рисунок 29б), имеется небольшая область с фазой

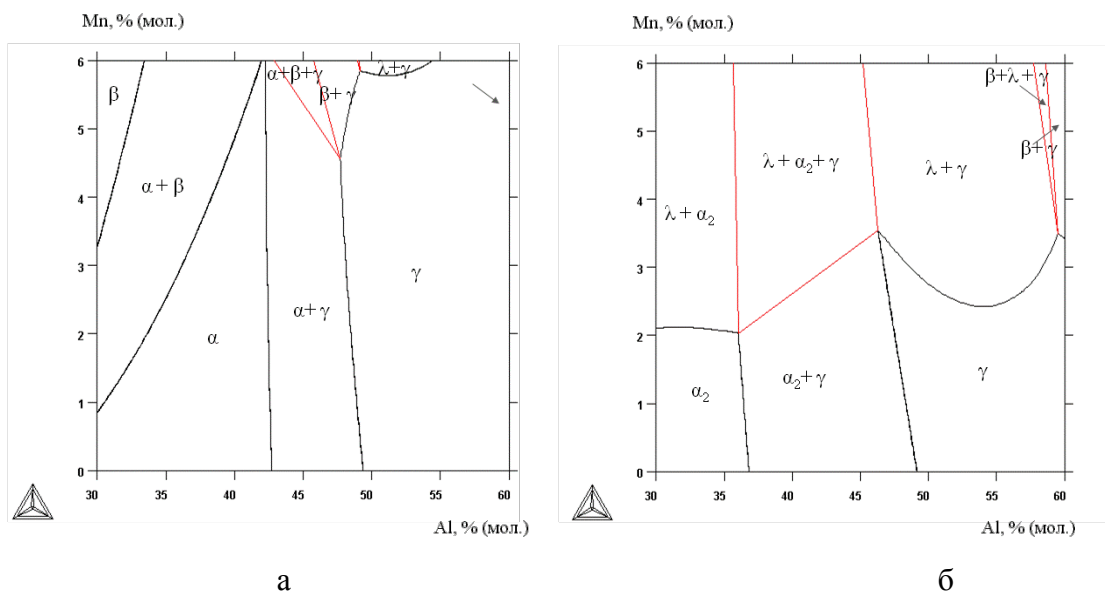
Лавеса ($\gamma+\lambda$). Следует также отметить, что цирконий (также как и ванадий), незначительно влияет на фазовые границы.



а) при 81200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 29 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-Zr

Система Ti-Al-Mn. Изотермический разрез системы Ti-Al-Mn при 1200 °C смотрится более сложным (рисунок 30а), чем разрезы тройных систем с ванадием (рисунок 28а) и цирконием (рисунок 29а). В частности, при концентрациях марганца свыше 4 мол.% имеется трехфазная область $\alpha+\beta+\gamma$. Однако составы, типичные для гамма-сплавов, попадают либо в однофазную (α), либо в двухфазную ($\alpha+\gamma$) области.

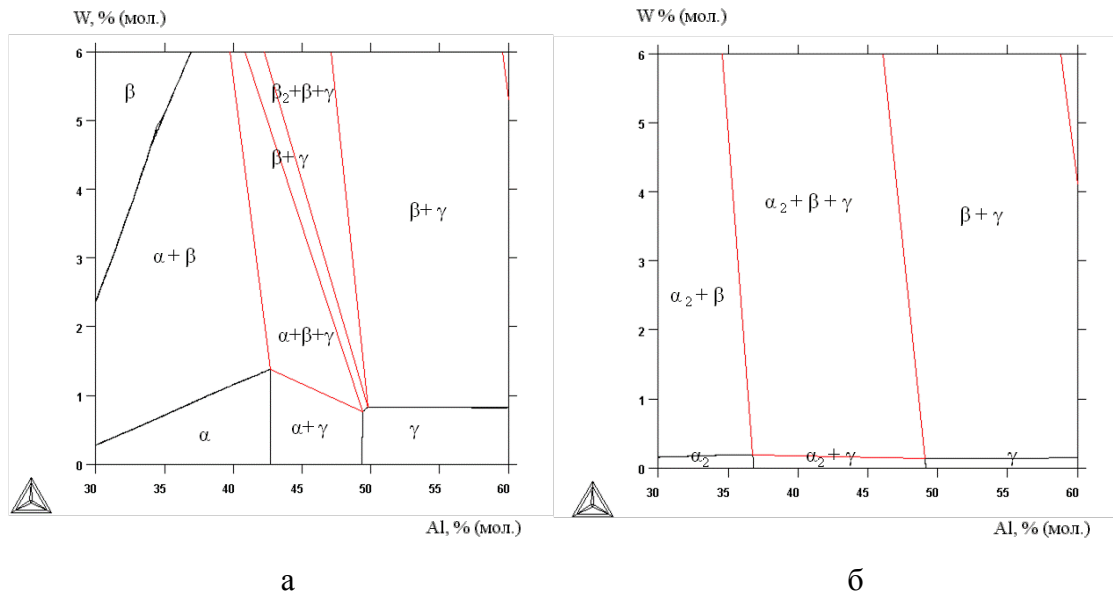


а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 30 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-Mn

На разрезе этой тройной системы при 800 °С (рисунок 30б) имеются две трехфазные области: $\alpha_2 + \gamma + \lambda$ и $\beta + \gamma + \lambda$. Первая из них отвечает составам гамма-сплавов, если они содержат более 2 мол. % Mn. При меньшей концентрации марганца сплавы попадают в двухфазную область $\alpha_2 + \gamma$.

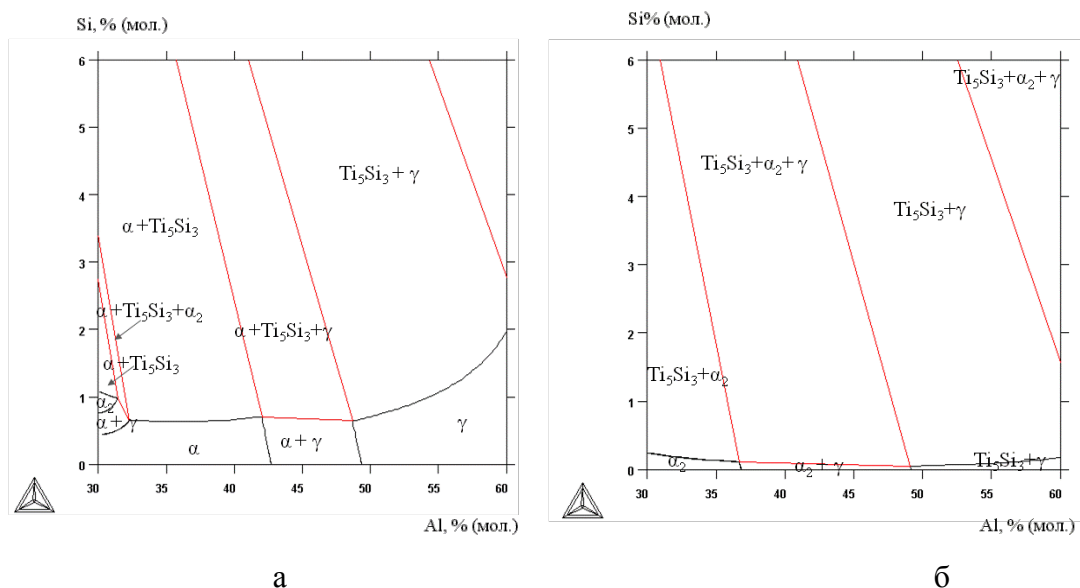
Система Ti–Al–W. Разрезы данной системы отличаются от аналогичных разрезов с ванадием, цирконием и марганцем, прежде всего, наличием фазы β во всем диапазоне концентраций алюминия. На изотермическом разрезе системы Ti–Al–W при 1200 °С (рисунок 31а) имеются две трехфазные области: $\alpha + \beta + \gamma$ и $\alpha + \beta + \beta_2$, которые располагаются именно в области составов гамма-сплавов. При содержании вольфрама свыше 0,5 % следует ожидать попадание сплава в одну из них. На разрезе этой тройной системы при 800 °С (рисунок 31б) значительную часть занимает область $\alpha_2 + \beta + \gamma$. Даже при малых концентрациях вольфрама следует ожидать именно такой фазовый состав тройных гамма-сплавов.



а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 31 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-W

Система Ti–Al–Si. Разрезы данной тройной системы отличаются более сложное строение по сравнению с ранее рассмотренными, что связано с наличием областей с силицидом титана. На разрезе при 1200 °С это соединение в различных сочетаниях с другими фазами присутствует, начиная примерно с 0,7 мол. % (рисунок 32а). При 800 °С концентрация появления фазы Ti_5Si_3 снижается до ~0,2 мол. % (рисунок 32б).



а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 32 – Изотермическое сечение системы Ti-Al-Si

При 30-35 мол. % Al имеется область $\alpha + \alpha_2 + \text{Ti}_5\text{Si}_3$, а при более высоком содержании алюминия, отвечающим составам гамма-сплавов, другая трехфазная область: $\alpha_2 + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$. Следует отметить, что в отличие от аналогичных разрезов с вольфрамом (см. рисунок 2.13) в системе Ti-Al-Si фаза β отсутствует.

3.1.3 Фазовый состав тройных сплавов

Изотермические разрезы, приведенные в предыдущем пункте, показывают, что фазовый состав даже тройных гамма-сплавов может качественно различаться в зависимости от соотношения титана, алюминия и третьего элемента (X). Однако для практического применения еще более важно иметь количественные данные, как по соотношению фаз, так и по их химическому составу. Результаты расчетов фазового состава некоторых тройных сплавов выше рассмотренных систем, содержащих 40 и 45 мол. % Al и различные концентрации третьего элемента, приведены в Приложении А.

Из результатов расчетов можно сделать следующие основные заключения.

Система Ti-Al-Nb. Рассчитывали 9 характерных сплавов этой тройной системы. Сплав Ti-40 мол. % Al-1 мол. % Nb при 1400 и 1200 °С является однофазным (α), а при 1000, 800 и 600 °С (т.е. ниже температуры эвтектидного превращения) – двухфазным ($\alpha_2 + \gamma$). При понижении температуры концентрация ниобия в этих фазах меняется незначительно. В фазе γ она немного повышается, а в фазе α_2 , наоборот, снижается. Сплав с 5 мол. % Nb отличается от предыдущего тем, что при 1400 °С он является двухфазным, причем массовая доля фазы β

составляет более 97 %. Однако при 1200 °C он, как и сплав с 1 мол. % Nb, является однофазным (α), а при более низких температурах – двухфазным ($\alpha_2 + \gamma$). Содержание ниобия в фазах α_2 и γ при понижении температуры меняется незначительно. Отличие сплава с 10 мол. % Nb от менее легированных состоит в том, что при 1400 °C он содержит только одну фазу β . При 1200 °C в нем имеется также фаза α , однако доля фазы β превышает 70 масс. %. При 1000 °C данный сплав содержит 3 фазы, при этом количество фазы β существенно меньше, чем интерметаллидных фаз α_2 и γ , а концентрация в ней ниобия, наоборот, намного больше. При 800 и 600 °C в сплаве Ti–40 мол. % Al–10 мол. % Nb имеется фаза σ , в которой концентрация ниобия достигает 63 масс. % (Приложение А, таблица А1).

Сплавы с 45 мол. % Al отличаются от выше рассмотренных сплавов большим количеством фазы γ (Приложение А, таблица А2). При этом введение 1 и 5 мол. % Nb оказывает такой же эффект, как при 40 мол. % Al. Более существенное различие от них имеет сплав с 10 мол. % Nb. В частности, при 1400 °C он имеет фазовый состав $\alpha + \beta$, а при 1200 °C – $\beta + \gamma$. В обоих случаях доли фаз сопоставимы между собой. Однако и в этом сплаве различие концентраций ниобия в разных фазах невелико.

Система Ti–Al–Mo. Рассчитывали 4 характерных сплава этой тройной системы. Сплав Ti–40 мол. % Al–1 мол. % Mo при 1400 °C является двухфазным ($\alpha + \beta$), причем количество фазы β составляет более 80 масс.%. С другой стороны, при 1200 °C этот сплав содержит только одну α фазу. При 1000 °C (т.е. ниже температуры эвтектидного превращения) – он становится трехфазным ($\alpha_2 + \beta + \gamma$). Хотя количество фазы β при этой температуре невелико (менее 5 масс. %), именно в ней преимущественно располагается молибден (около 19 масс. % против 2,4 масс. % в сплаве). При понижении температуры появляется фаза σ , в которой концентрация молибдена достигает 48 масс. %. В интерметаллидных фазах α_2 и γ при 600 °C концентрация этого элемента составляет менее 0,5 масс. % (Приложение А, таблица А3). Сплав Ti–40 мол. % Al–2 мол. % Mo отличается от предыдущего большим содержанием фазы β . В частности, при 1400 °C эта фаза является единственной. При 800 и 600 °C в этом сплаве появляется фаза σ в существенно большем количестве, чем при 1 мол. % Mo. Состав этой фазы примерно такой же (концентрация молибдена составляет около 50 масс. %).

Сплав Ti–45 мол. % Al–1 мол. % Mo отличается от выше рассмотренных тем, что при 1400 °C он содержит только одну фазу α . При 1200 °C данный сплав становится двухфазным ($\alpha + \gamma$), при этом количество фазы γ составляет третью часть. Расчет при 1000 °C показывает наличие малого количества фазы β (около 0,5 масс. %), а основу составляют интерметаллидные фазы α_2 и γ в соотношении 1:2. При более низких температурах фаза β исчезает, но появляется фаза σ , обогащенная молибденом. Сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mo отличается от сплава с

1 мол. % Мо тем, что фаза β присутствует, как при 1400, так и при 1200 °С. Однако при 800 и 600 °С эта фаза, как и в менее легированном сплаве, отсутствует (Приложение А, таблица А4).

Система Ti–Al–Cr. Рассчитывали 4 характерных сплава этой тройной системы. Сплав Ti–40 мол. % Al–1 мол. % Cr при 1400 °С является двухфазным ($\alpha+\beta$), а при 1200 °С – однофазным (α). При 1000 и 800 °С он содержит только интерметаллидные фазы (α_2 и γ). Расчет показывает, что концентрации хрома в этих фазах мало различаются. При 600 °С к ним добавляется фаза Лавеса с высоким содержанием хрома. При этом концентрация этого элемента в фазах α_2 и γ несколько снижается (Приложение А, таблица А5).

Сплав Ti–40 мол. % Al–2 мол. % Cr отличается от предыдущего тем, что при 1400 °С фаза β является основой. Однако при 1200 °С он также содержит только фазу α . При 1000 °С он содержит две интерметаллидные фазы α_2 и γ , а при 800 и 600 °С к ним добавляется фаза λ (Приложение А, таблица А6).

В сплавах этой тройной системы, содержащих 45 % Al, фаза β отсутствует при всех рассчитанных температурах. Других качественных различий нет.

Система Ti–Al–V. Рассчитывали 4 характерных сплава этой тройной системы. Сплав Ti–40 мол. % Al–1 мол. % V при 1400 и 1200 °С является однофазным (α), а при 1000 °С и более низких температурах – двухфазным ($\alpha_2+\gamma$). В сплаве с 4 мол. % V расчет при 1400 °С показывает наличие фаз α и β , причем последняя является основой (около 90 масс. %). При 1200 °С этот сплав, как и предыдущий, содержит только α фазу. При более низких температурах в нем имеются только интерметаллидные фазы α_2 и γ . Концентрации ванадия в этих фазах мало различаются между собой, примерно соответствуя содержанию этого элемента в сплаве (Приложение А, таблица А7).

В сплавах Ti–45 мол. % Al–1 мол. % V и Ti–45 мол. % Al–4 мол. % V фаза β отсутствует при всех рассчитанных температурах. При 1400 °С оба сплава являются однофазными (α). При 1200 °С первый сплав остается однофазным, а во втором появляется γ фаза в количестве около 20 мас. %. Других качественных различий по сравнению со сплавами, содержащими 40 мол. % Al, нет (Приложение А, таблица А8).

Система Ti–Al–Zr. Рассчитывали 4 характерных сплава этой тройной системы. Сплав Ti–40 мол. % Al–1 мол. % Zr при 1400 и 1200 °С является однофазным (α), а при 1000 °С и более низких температурах – двухфазным ($\alpha_2+\gamma$) (Приложение А, таблица А9). В сплаве с 4 мол. % Zr при 1400 °С имеются фазы α и β , причем последняя является основой (около 80 масс. %). При 1200 °С этот сплав, как и предыдущий, содержит только α фазу. В сплавах Ti–45 мол. % Al–1 мол. % Zr и Ti–45 мол. % Al–4 мол. % Zr фаза β отсутствует при всех рассчитанных температурах (Приложение А, таблица А10). При 1400 °С оба сплава являются однофазными (α), а при 1200 °С в них появляется γ фаза в количестве около 40 мас. %. При

1000 °C и более низких температурах все 4 рассчитанных сплава системы система Ti–Al–Zr содержат только фазы α_2 и γ . В отличие от ванадия, который примерно одинаково распределяется между этими фазами концентрация циркония в фазе γ примерно в полтора раза больше, чем фазе α_2 .

Система Ti–Al–Mn. Рассчитывали 6 характерных сплава этой тройной системы. При 1400 °C сплавы Ti–40 мол. % Al–1 мол. % Mn и Ti–40 мол. % Al–2 мол. % Mn являются двухфазными ($\alpha+\beta$). В первом основной фазой является α , а во втором β . Сплав Ti–40 мол. % Al–4 мол. % Mn при этой температуре содержит только одну фазу β . При 1200 °C все 3 сплава являются α -однофазными. При 1000 °C и более низких температурах основными фазами в этих сплавах являются α_2 и γ . Причем количество первой из них во всех сплавах больше. Расчет показывает появление фазы Лавеса в сплаве с 4 мол. % Mn, начиная с 800 °C, а в сплаве с 2 % Mn, начиная с 600 °C. В сплаве 1 мол. % Mn эта фаза не должна образовываться (Приложение А, таблица A11).

В сплавах, содержащих 45 мол.% Al, фаза β отсутствует при всех рассчитанных температурах (Приложение А, таблица A12). При 1400 °C все 3 сплава содержат только одну α фазу. При 1200 °C во всех сплавах появляется фаза γ , причем в достаточно большом количестве (в сплаве с 4 мол. % Mn массовая доля этой фазы составляет почти половину). При 1000 °C и более низких температурах основными фазами в этих сплавах являются α_2 и γ . Последняя из них является основной. Фаза Лавеса появляется в сплавах, содержащих 2 и 4 мол. % Mn.

Система Ti–Al–W. Рассчитывали 4 характерных сплава этой тройной системы. Сплав Ti–40 мол. % Al–1 мол. % W при 1400 °C является двухфазным ($\alpha+\beta$), причем количество фазы β составляет около 85 масс. %. С другой стороны, при 1200 °C этот сплав содержит только α фазу. При 1000 °C и более низких температурах он становится трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$). Хотя количество фазы β при этих температурах невелико (менее 5 масс. %), именно в ней преимущественно располагается вольфрам (при 600 °C более 99 масс. %). Сплав Ti–40 мол. % Al–2 мол. % W отличается от предыдущего, главным образом, большим количеством фазы β . В частности, при 1400 °C эта фаза является единственной (Приложение А, таблица A13).

В сплавах, содержащих 45 мол.% Al, увеличивается количество фазы α . При 1400 °C в сплаве Ti–45 мол. % Al–1 мол. % W ее доля составляет более 90 масс. %, а в сплаве Ti–45 мол. % Al–2 мол. % W – более 50 масс. %. При 1200 °C в обоих сплавах в значительном количестве присутствует γ фаза. Как и сплавы с 40 мол. % Al, сплавы с 45 мол. % Al имеют качественно неизменный фазовый состав при 1000 °C и более низких температурах – $\alpha_2+\beta+\gamma$. Следует отметить, что практически весь вольфрам находится в фазе β (Приложение А, таблица A14).

Система Ti–Al–Si. Рассчитывали 4 характерных сплавов этой тройной системы. Общей особенностью сплавов с кремнием является отсутствие фазы β во всем температурном диапазоне и наличие силицида титана. В последней фазе содержится некоторое количество алюминия. При 1400 °C все 4 сплава являются α -однофазными (т.е. все количество кремния растворяется в этой фазе). Сплав Al–40 мол. % Al– 0,5 мол. % Si остается однофазным и при 1200 °C. В сплавах с 1 мол. % Si появляется соединение Ti_5Si_3 , а концентрация кремния в α фазе снижается. В сплавах с 40 мол. % Al фаза γ появляется при 1200 °C, а в сплавах с 45 мол. % Al – только при 1000 °C. При более низких температурах все рассчитанные сплавы имеют постоянный фазовый состав– $\alpha_2 + \gamma + Ti_5Si_3$. Содержание кремния в интерметаллидных фазах α_2 и γ не превышает 0,2 масс. % (Приложение А, таблицы А15, 16).

3.1.4 Фазовые превращения в тройных сплавах

Как известно, одними из наиболее важных характеристик любого сплава являются температуры ликвидуса (T_L) и солидуса (T_S), которые определяют температурные рамки режимов плавки, литья и термообработки. Результаты расчета этих температур, а также интервала кристаллизации ($\Delta T = T_L - T_S$) для характерных сплавов рассматриваемых тройных систем приведены в ПРИЛОЖЕНИИ Б, в таблицах Б1-Б8. У большинства гамма-сплавов значения T_L не превышают 1600 °C, что ниже, чем у титановых сплавов. Салидус всех рассчитанных сплавов превышает 1450 °C, что дает основание для проведения термообработки (включая ГИП-обработку) до этой температуры включительно.

Из результатов расчета следует, что интервал кристаллизации тройных сплавов составляет около 100 °C, что значительно больше, чем у промышленных титановых сплавов. В частности, у сплавов ВТ6Л и ВТ14Л величина ΔT не превышает 10 °C [22]. Добавление третьего элемента в большинстве случаев повышает величину ΔT , которая у базового сплава Ti–45 % Al составляет 68 °C (таблицу 2). Сильнее всего на интервал кристаллизации влияет вольфрам (уже при 1 мол.%W он увеличивается на 22 °C), а в наименьшей степени кремний (при 2 мол. % Si рост ΔT составляет всего 6 °C).

В процессе реальной кристаллизации большинства сплавов, как правило, происходят существенные отклонения от равновесия. В результате оценки фазового состава отливки или слитка в литом состоянии требует специальных методик. Одной из наиболее распространенных является модель Sheil-Gulliver, которая реализована в программе Thermo-Calc [55,56]. В приложении Б, на рисунках Б1-Б24 приведены кривые неравновесной кристаллизации, рассчитанные по данной модели для ряда тройных сплавов в виде зависимостей суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры.

Из этих зависимостей следует, что в отличие от равновесных условий неравновесная кристаллизация заканчивается при более низких температурах. Значения неравновесного солидуса (T_{NS}), приведенные в Приложении Б, в таблицах Б1-Б8, показывают, что различие между T_S и T_{NS} может превышать 100 °С. Следствием этого является то, что неравновесный интервал кристаллизации ($\Delta T_{NS} = T_L - T_{NS}$), на который и следует ориентироваться при литье в реальных условиях, намного больше равновесного.

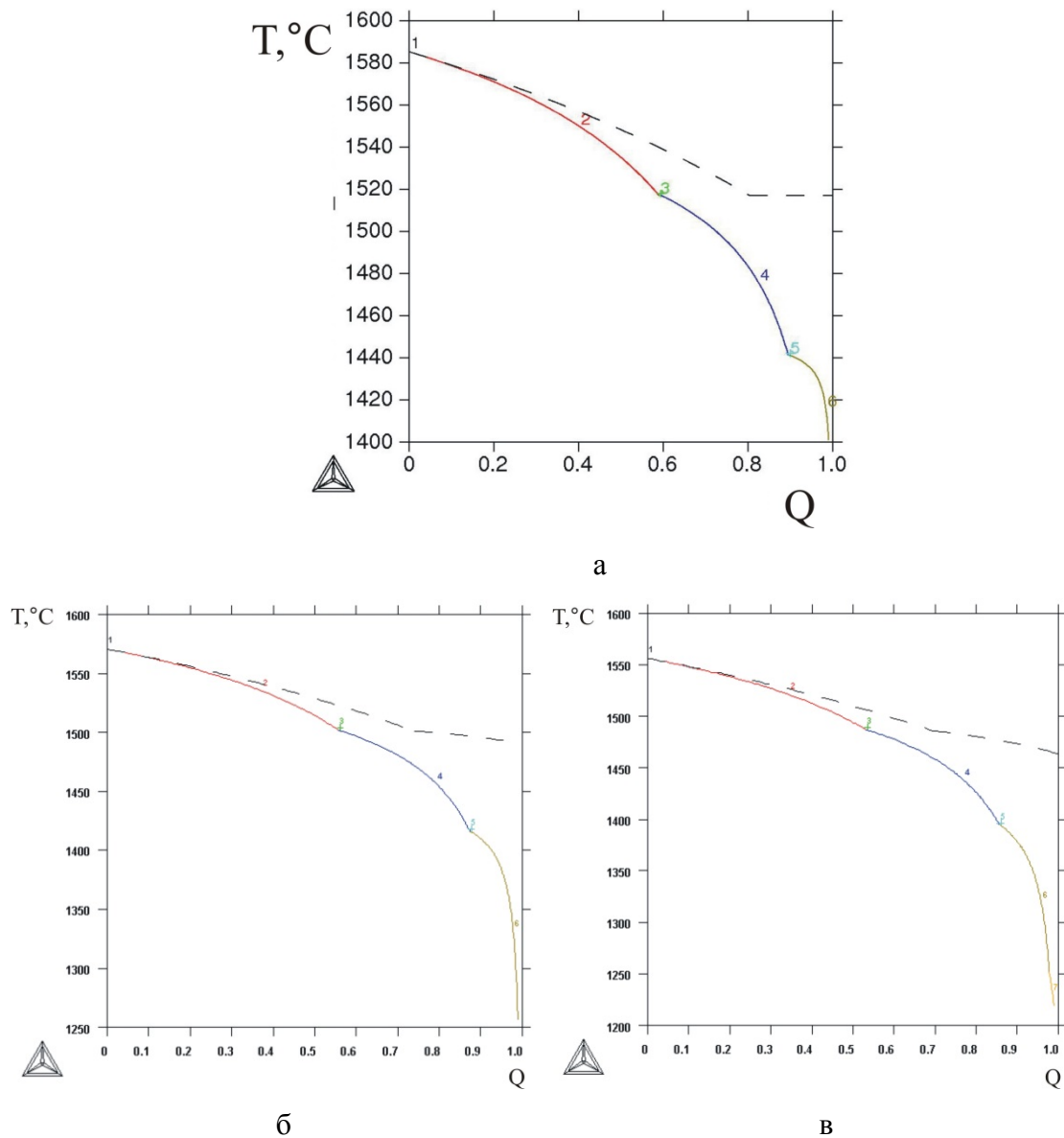
Широкий интервал кристаллизации, как известно, предполагает пониженные литейные свойства, поэтому значения ΔT_{NS} , приведенные в Приложении Б, в таблицах Б1-Б8, могут рассматриваться в качестве базовых исходных данных при разработке сплавов, предназначенных для получения фасонных отливок. По степени расширения интервала кристаллизации сплава Al–45 % Al на 1 мол. % третьего элемента, последние можно выстроить в следующий ряд (в сторону увеличения ΔT_{NS}): Nb, Mo, V, Mn, Mn, Si, Cr. Следует отметить, что цирконий даже несколько снижает величину по сравнению ΔT_{NS} с базовым сплавом.

Ниже приведены результаты анализа для конкретных тройных сплавов, рассчитанных при трех концентрациях алюминия (40, 45 и 50 мол. % Al).

Система Ti–Al–Nb. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 1, 5 и 10 мол. % Nb. При 40 мол. % Al повышение концентрации ниобия с 1 до 10 мол. % повышает ликвидус и солидус на 36 и 16 °С соответственно. Неравновесный солидус также повышается (на 12 °С). При 45 и 50 мол. % Al тенденция повышения величин T_L , T_S и T_{NS} с ростом концентрации ниобия в сплаве в целом сохраняется. Следует отметить, что увеличения концентрации алюминия с 40 до 50 мол. % заметно снижает неравновесный интервал кристаллизации, что предполагает улучшение литейных свойств (Приложение Б, таблица Б1).

Система Ti–Al–Mo. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 1, 2 и 4 мол. % Mo. Влияние молибдена на температуру ликвидуса очень незначительно. С другой стороны, этот элемент несколько снижает солидус, что ведет к расширению интервала кристаллизации (Приложение Б, таблица Б2).

Система Ti–Al–Cr. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 1, 2 и 4 мол. % Cr. При 40 мол. % Al хром сильно снижает ликвидус и солидус: на 41 и 66 °С соответственно. Неравновесный солидус немного повышается. При 45 и 50 мол.% Al тенденция снижения величин T_L , T_S и T_{NS} с ростом концентрации хрома в сплаве в целом сохраняется. Следует отметить, что в сплавах этой системы неравновесный интервал кристаллизации существенно выше, чем в тройных системах с другими элементами (Приложение Б, таблица Б3). Так при содержании в двойном сплаве 45 мол. % Al интервал кристаллизации составляет 184 °С (рисунок 33а). При добавлении 1-2 мол. % Cr интервал увеличивается практически вдвое и составляет 315-337 °С (рисунок 33б,в), что предполагает снижение литейных свойств.



б) 1 мол.% Cr; в) 2 мол.% Cr

Рисунок 33 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al (а) и Ti–Al–Cr (б, в), содержащих 45 мол.% Al

Система Ti–Al–V. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 1, 2 и 4 мол. % V. Ванадий заметно повышает ликвидус и, в меньшей степени, солидус. С другой стороны, неравновесный солидус мало зависит от этой добавки, поэтому с увеличением количества ванадия величина ΔT_{NS} немного повышается (Приложение Б, таблица Б4).

Система Ti–Al–Zr. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 1, 2 и 4 мол. % Zr. Цирконий снижает как ликвидус, так солидус. С другой стороны, неравновесный солидус мало зависит от концентрации циркония, поэтому с увеличением количества данной добавки величина ΔT_{NS} немного снижается (Приложение Б, таблица Б5).

Система Ti–Al–Mn. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 1, 2 и 4 мол. % Mn. Марганец снижает как ликвидус, так солидус (в том числе неравновесный). В частности, при 45 мол. % Al увеличение его концентрации с 1 до 4 мол.% снижает значения T_L , T_S и T_{NS} на 33, 35 и 41 °C соответственно (Приложение Б, таблица Б6).

Система Ti–Al–W. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 0,5, 1 и 2 мол. % W. Вольфрам заметно повышает ликвидус. Увеличение его концентрации с 0,5 до 2 мол. % повышает значение T_L примерно на 30 °C независимо от содержания алюминия. С другой стороны, влияния вольфрама на солидус неоднозначно. В частности, при 40 мол. % Al вольфрам немного увеличивает значение T_S , а при 50 мол. % Al заметно снижает. Неравновесный интервал кристаллизации с увеличения концентрации вольфрама заметно увеличивается (Приложение Б, таблица Б7).

Система Ti–Al–Si. Рассчитывали 9 сплавов, содержащих 0,5, 1 и 2 мол. % Si. При всех концентрация алюминия кремний заметно снижает ликвидус и солидус. В частности, при 45 мол. % Al увеличение его концентрации с 0,5 до 2 мол. % снижает значения T_L и T_S на 41 и 48 °C соответственно. При этой концентрации алюминия неравновесный солидус снижается примерно в той же степени, поэтому величина ΔT_{NS} меняется незначительно. С другой стороны, при 40 мол. % Al она заметно снижается (более, чем на 100 °C), а при 50 мол. % Al, наоборот, повышается (Приложение Б, таблица Б8).

Расчет позволяет также определить параметры эвтектоидной реакции $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \beta + \gamma$ в тройных системах. Температура этой инвариантной реакции варьируется в достаточно широких пределах: от 1095 °C (в системе Al–Ti–W) до 1036 °C (в системе Al–Ti–Mn). Если сравнивать эти значения с эвтектоидной температурой в двойной системе Al–Ti (см. рисунок 1), то можно увидеть существенное снижение при переходе к тройным системам. Расчет также показывает значительные расхождения по концентрации третьего компонентов в фазах. В частности, содержание хрома в β -фазе составляет ~13 масс. %, а вольфрама в той же фазе более 98 масс. %. Очевидно, что это необходимо учитывать при выборе режима термообработки для конкретного сплава.

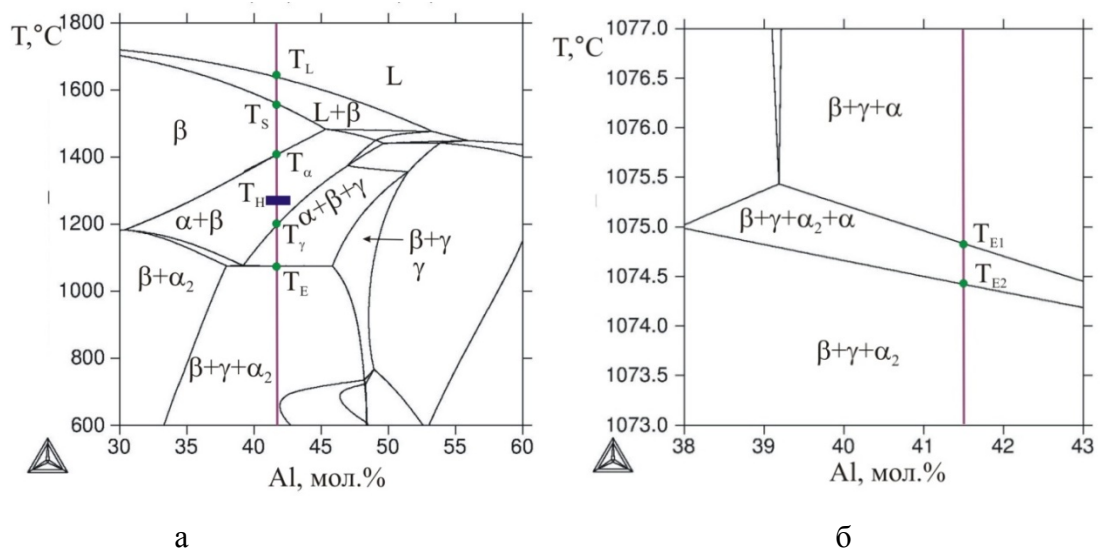
3.2 Расчетный анализ четверных систем Ti–Al–X–Y

Рассмотрены четверные системы Ti–Al–X–Y (где X, Y – Nb, Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si), включая политермические и изотермические разрезы, а также количественные данные по фазовому составу и температурам фазовых превращений отобранных. В этих системах имеются те же фазы, что и в тройных системах (к ним добавляется соединение TiZrSi в Ti–Al–Zr–Si), однако состав этих фаз усложняется, поскольку они содержат 4 компонента.

3.2.1 Политермические разрезы четверных систем

Политермические сечения четверных систем качественно мало отличаются от политермических разрезов тройных систем. И в том и другом случае они показывают границы фазовых областей в координатах концентрация (одного из компонентов) – температура. Они позволяют определить температуры фазовых превращений для сплавов данного разреза. Их принципиальное отличие (от разрезов тройных систем) состоит в том, что горизонтالي отвечают не четырехфазным, а пятифазным превращениям. Кроме того, они содержат большее количество фазовых областей, причем выявление многих из них требует увеличенного масштаба. Поэтому для анализа даже одного политермического разреза четверной системы часто требуется несколько графических изображений. А для полноценного анализа всей системы необходимое количество изображений может исчисляться двухзначной цифрой.

В качестве примера на рисунках 34-38 приведены некоторые политермические разрезы четверных систем Ti–Al–X–Y. Они позволяют оценить влияние одного из легирующих компонентов (Al, X или Y) на фазовый состав четверных гамма-сплавов при постоянной концентрации двух других компонентов.



а) общий вид; б) участок в области эвтектоидного превращения

Рисунок 34 – Политермический разрез системы Al–Ti–Nb–Mo при
4,4 мол. % Nb и 1,1 мол. % Mo

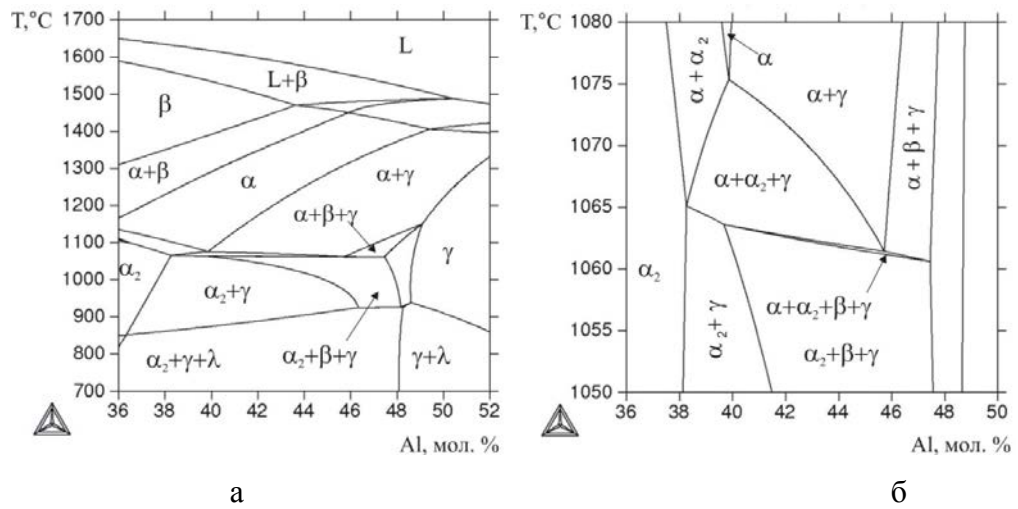


Рисунок 35 – Политермическое сечение системы Ti–Al–Nb–Cr при 2 мол. % Nb и 2 мол. % Cr

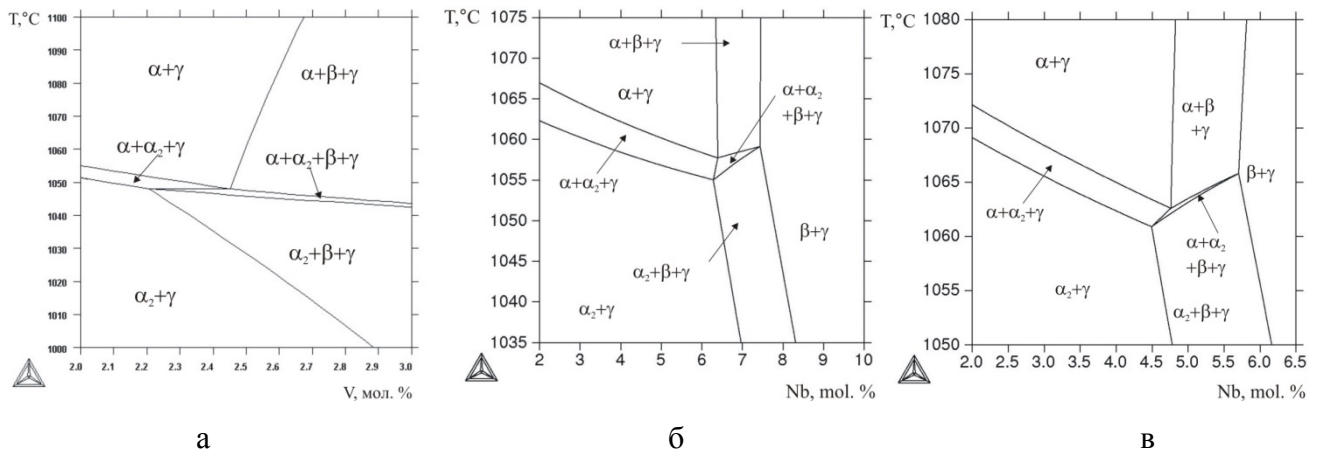


Рисунок 36 – Фрагменты политермических сечений систем Ti–Al–Nb–V (а), Ti–Al–Nb–Zr (б) и Ti–Al–Nb–Mn (в) при 45 % Al в области эвтектоидного превращения

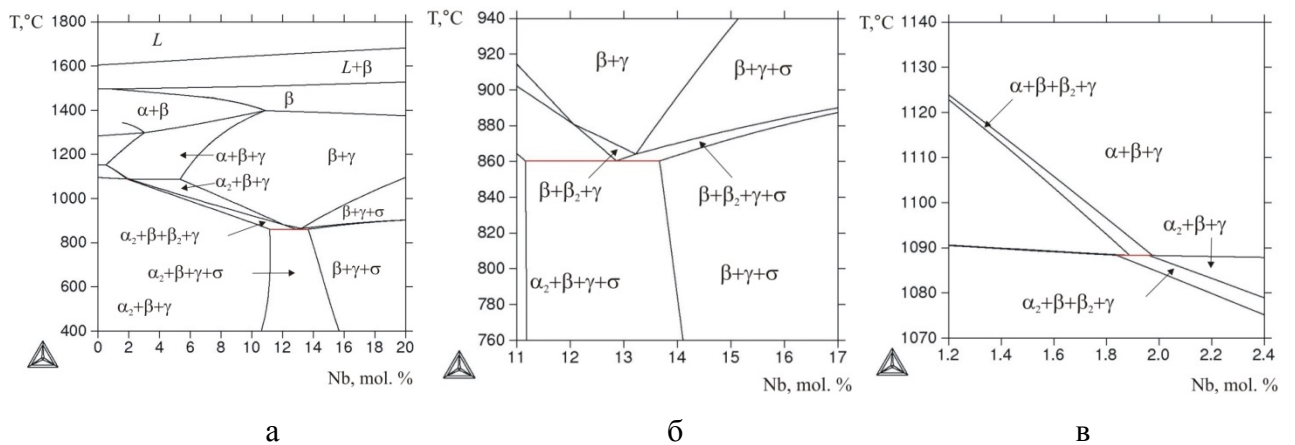
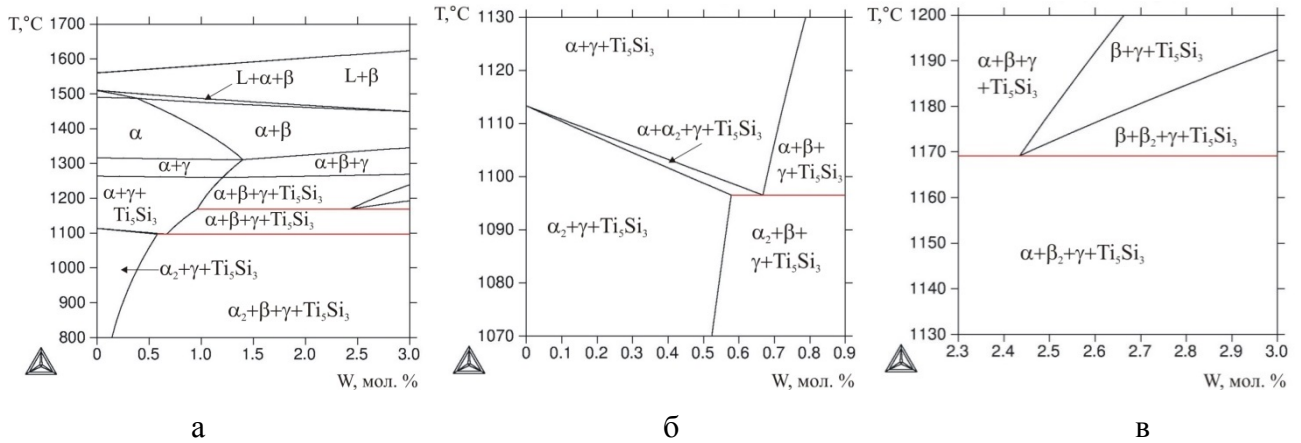


Рисунок 37 – Политермическое сечение системы Ti–Al–Nb–W при 45 мол. % Al и 1 мол. % W



а) общий вид; б) участок в области эвтектоидного превращения,
в) участок в области монотектоидного превращения

Рисунок 38 – Политермическое сечение системы Ti–Al–W–Si при 45 мол. % Al и 1 мол. % Si

Система Ti–Al–Nb–Mo. Молибден с ниобием присутствует в составе ряда гамма-сплавов, в частности в сплаве 3-го поколения TNM [105,111].

Политермический разрез, рассчитанный при постоянных концентрациях Nb и Mo (4,4 и 1,1 % соответственно) и переменной концентрации алюминия применительно к гамма-сплавам показан на рисунке 34а. Из него видно, что сплавы, содержащие до 45 мол. %, Al, являются β -затвердевающими. Иными словами, равновесная кристаллизация таких гамма-сплавов характеризуется только двумя температурами: ликвидуса (T_L) и солидуса (T_S). После охлаждения в β -области должно начаться полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение (точка T_α), а затем выделение вторичных γ -кристаллов (точка T_γ). Точка T_E соответствует эвтектоидному превращению $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, которое в значительной мере определяет конечную структуру. Следует отметить, что в данной четверной системе имеется не трехфазная ($\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$), а четырехфазная ($\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$) реакция. Последняя согласно фундаментальным закономерностям [53] является моновариантной (в отличие от тройных систем, где она невариантна), т.е. должна протекать в интервале температур. Этот интервал весьма узок (менее 2 °C), что показывает рисунок 34б.

При последующем охлаждении расчет показывает образование и исчезновение σ -фазы, а также узкоинтервальный диапазон полного исчезновения β -фазы. Эти превращения отвечают диапазону рабочих температур, что в общем случае нежелательно, поскольку это предполагает нестабильность структуры. Поэтому концентрация алюминия в сплавах типа TNM, вероятно, не должна превышать ~41 мол. % (отмечено вертикальной линией на рисунке 34а).

Система Ti–Al–Nb–Cr. Хром с ниобием присутствует в составе ряда гамма-сплавов, в частности 48-2-2 (таблицу 2). Типичные концентрации Nb и Cr в таких сплавах составляет около 2 мол. %, поэтому на рисунке 35 приведен политермический разрез, рассчитанный

именно при этих концентрациях. Он позволяет проанализировать влияние температуры на фазовый состав гамма-сплавов этой системы при разной концентрации алюминия. Из рисунка 35а видно, что в сплавах данного разреза вплоть до 50 мол. % Al первично кристаллизуется β -фаза, в диапазоне до 43 мол. % Al кристаллизация заканчивается в однофазной области. Однако при понижении температуры эта фаза исчезает и сплавы становятся либо α -однофазными (вплоть до 48 мол. % Al) либо двухфазными ($\alpha+\gamma$).

Наиболее сложное строение данный разрез имеет вблизи температур эвтектоидного превращения, что отражено на рисунке 35б. В частности, при 39-40 мол. % Al, после его завершения сплавы оказываются в двухфазной области $\alpha_2+\gamma$, а при большей концентрации алюминия в трехфазной $\alpha_2+\beta+\gamma$. Из этого следует, что в этих сплавах должна протекать четырехфазная реакция $\alpha \rightarrow \alpha_2+\beta+\gamma$. В отличие от тройных систем эта реакция является моновариантной, но максимальный температурный интервал, как это видно из рисунка 35б, не превышает 1 °C.

Системы Ti–Al–Nb–V, Ti–Al–Nb–Zr, Ti–Al–Nb–Mn. Политермические разрезы этих четверных систем, как и выше рассмотренные, имеют наиболее сложное строение вблизи температур эвтектоидного превращения. Поэтому рассматриваются фрагменты разрезов при 45 мол. % Al именно в этой области. Из рисунка 36а видно, что в сплавах системы Ti–Al–Nb–V при 5 мол. % Nb для протекания четырехфазной эвтектоидной реакции $\alpha \rightarrow \alpha_2+\beta+\gamma$ концентрация ванадия должна быть больше 2 мол. %. Разрез системы Ti–Al–Nb–Zr при 2 мол. % Zr показывает, что данная реакция может протекать в достаточно узком концентрационном диапазоне по ниобию: от 6,5 до 8 мол. % (рисунок 36б). Аналогичная ситуация наблюдается и в системе Ti–Al–Nb–Mn, что демонстрирует разрез, рассчитанный при 2 мол. % Mn (рисунок 36в). Из этого следует, что изменение концентрации ниобия в пределах 1-2 мол. % способно оказать сильное влияние на структуру гамма-сплавов соответствующих четверных систем.

Система Ti–Al–Nb–W. Разрез данной четверной системы при 45 мол. % Al и 1 мол. % W показывает, что ниобий заметно повышает температуры ликвидуса и солидуса (рисунок 37). При этом, начиная примерно с 2 мол. % Nb сплавы данного разреза являются β затвердевающими. Другой особенностью этого разреза является то, что при содержании ниобия более 10 мол. % имеется обширная двухфазная область $\beta+\gamma$. В отличие от вышерассмотренных четверных систем в данной системе имеется горизонталь, отвечающая пятифазному монотектоидному превращению $\beta \rightarrow \alpha_2+\beta_2+\gamma+\sigma$. Известно, что в случае эвтектических реакций, чем больше фаз содержит колония, тем более дисперсное строение она имеет. Можно предположить, что такая же закономерность существует и для эвтектоидных и монотектоидных

реакций. Поэтому наличие данного невариантного превращения в системе Ti–Al–Nb–W может быть использовано при разработке новых гамма-сплавов.

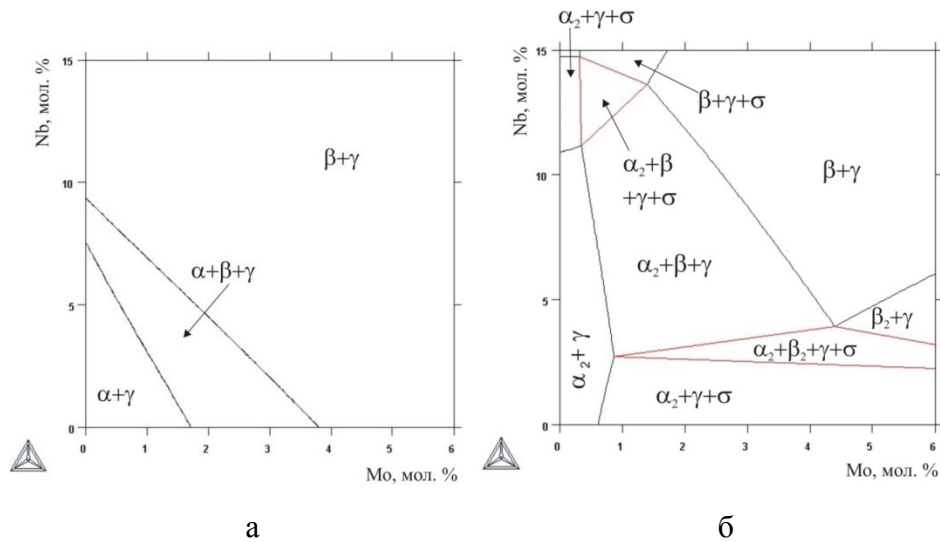
Система Ti–Al–W–Si. Вольфрам и кремний совместно присутствуют в составе некоторых гамма-сплавов, в том числе и при отсутствии других добавок (например, АBB-2, таблица 2), Разрез этой четверной системы, рассчитанный при 45 мол. % Al и 1 мол. % Si имеет достаточно сложное строение (рисунок 38а). В частности, он содержит две горизонтали, которые отвечают невариантным превращениям: монотектоидному ($\beta \rightarrow \alpha + \beta_2 + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$) и эвтектоидному ($\alpha \rightarrow \alpha_2 + \beta + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$). Из рисунка 38а следует, что для протекания последнего концентрация вольфрама должна превышать 0,5 мол. %. Данный разрез содержит несколько четырехфазных областей, в том числе область расслоения фазы β , которая располагается выше монотектоидной горизонтали (рисунок 38в).

3.2.2 Изотермические разрезы четверных систем

На рисунках 39-45 приведены изотермические разрезы четверных систем Ti–Al–Nb–X, рассчитанные при постоянной концентрации алюминия (45 мол. %) и двух характерных температурах: 1200 и 800 °С. Первая отвечает средней температуре ГИП-обработки, а вторая – рабочим температурам, на которые ориентированы гамма-сплавы. Изотермические разрезы позволяют оценить совместное влияние ниобия и четвертого элемента (X– Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si) на фазовый состав гамма-сплавов, содержащих 45 мол. % Al, при данных температурах. Следует отметить, что по данным разрезам нельзя оценить составы фаз, находящиеся в равновесии (в отличие от разрезов тройных систем). Другим отличие является то, что прямые линии отвечают границам четырех- и трехфазных областей. Границы двух-трехфазных областей, в общем случае, представляют собой кривые линии. Ниже рассматриваются особенности конкретных разрезов Nb-содержащих четверных систем.

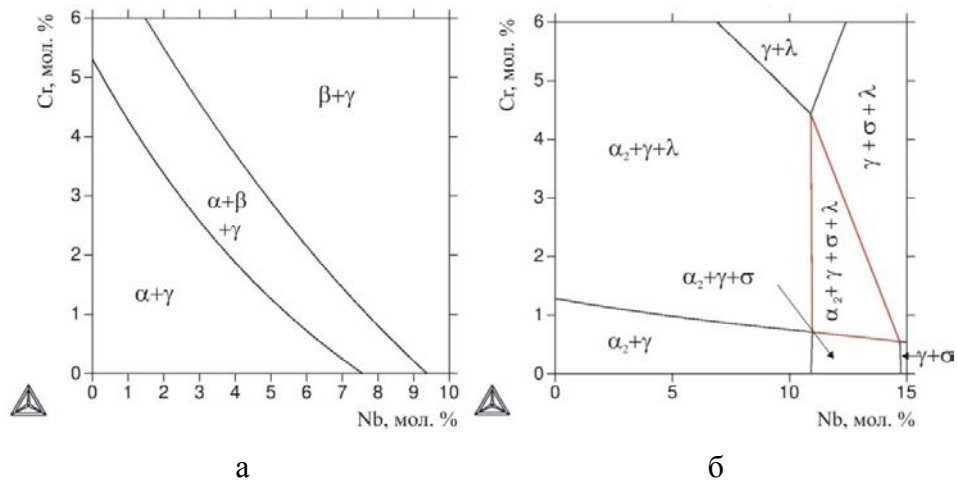
Система Ti–Al–Nb–Mo. Эта система является базовой для гамма-сплавов типа TNM [105,111,113,114]. При 1200 °С имеются лишь 3 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ (рисунок 39а). Увеличение концентраций Nb и Mo меняет фазовый состав базового сплава Ti–45 мол. % Al именно в этой последовательности. При 800 °С строение разреза становится более сложным, в частности появляется четырехфазная область $\alpha_2 + \beta + \gamma + \sigma$, в которую могут попадать сплавы типа TNM. Согласно рисунку 39б при содержании ниобия свыше 3-4 мол. % гамма-сплавы не содержат фазу σ , так как они попадают в область $\alpha_2 + \beta + \gamma$. Таким образом, из данного разреза следует положительное влияние ниобия на фазовый состав сплавов, содержащих только одну добавку молибдена.

Система Ti–Al–Nb–Cr. Хром с ниобием присутствует в составе ряда известных гамма-сплавов, в том числе в сплаве 48-2-2 (таблица 2). При 1200 °C имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$. Увеличение концентраций Nb и Cr меняет фазовый состав базового сплава Ti–45 мол. % Al в данной последовательности (рисунок 40а). Попадание в область $\beta+\gamma$ требует больших концентраций хрома по сравнению с молибденом (рисунок 39а). При 800 °C строение разреза становится более сложным, в частности, появляется четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\lambda+\sigma$ (рисунок 40б). Правда, попадание в данную область возможно при достаточно высоких концентрациях ниобия (>11 мол. %), что не характерно для известных гамма-сплавов (таблица 2). Из данного разреза следует, что ниобий не устраняет фазу Лавеса, которая появляется при содержании хрома свыше ~1,5 мол. %.



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунке 39 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo при 45 мол. % Al



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 40 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Cr при 45 мол. % Al

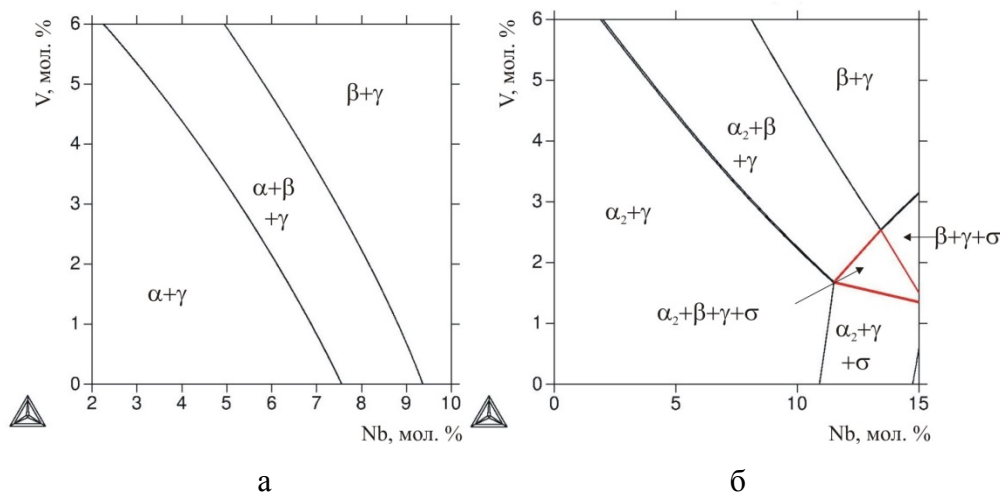


Рисунок 41 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–V при 45 мол. % Al

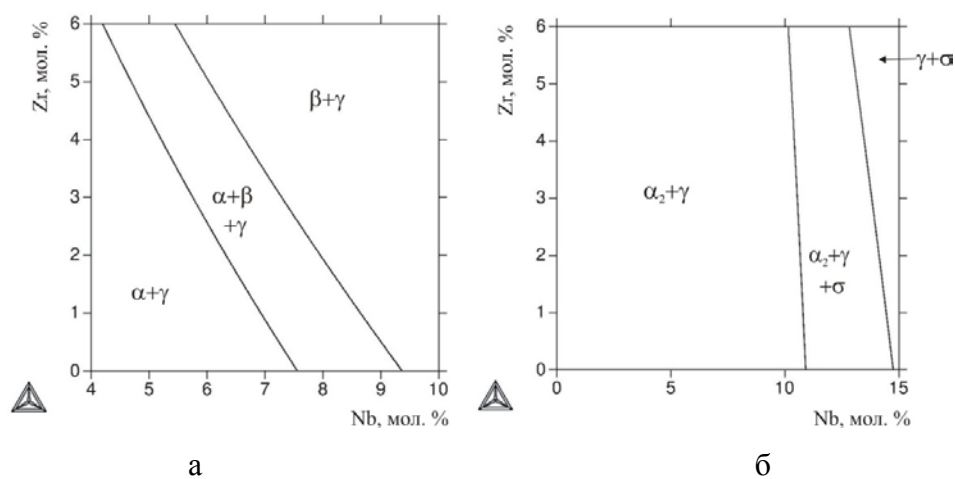


Рисунок 42 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Zr при 45 мол. % Al

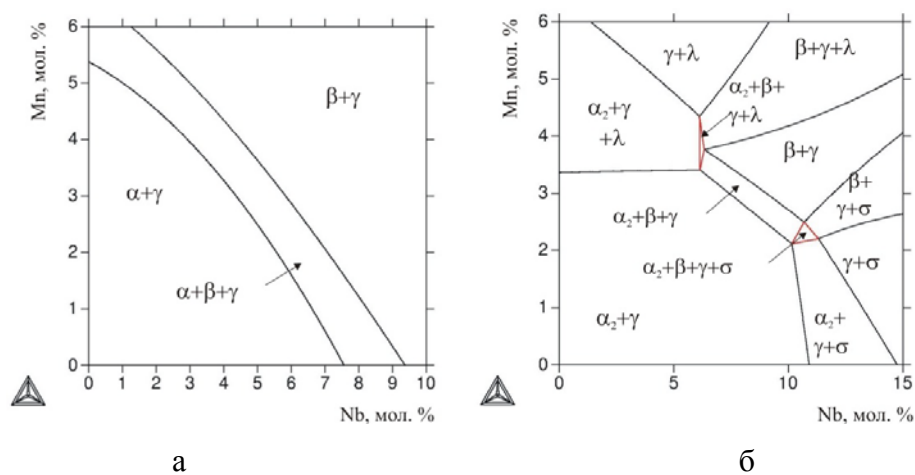
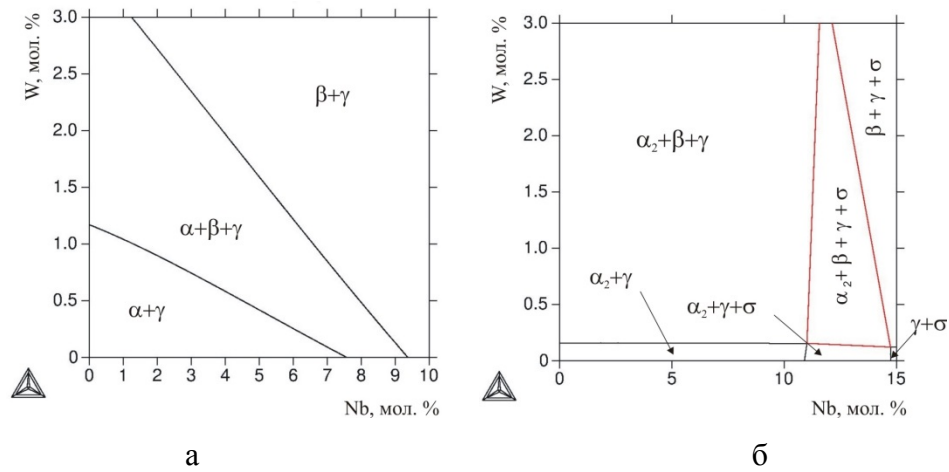
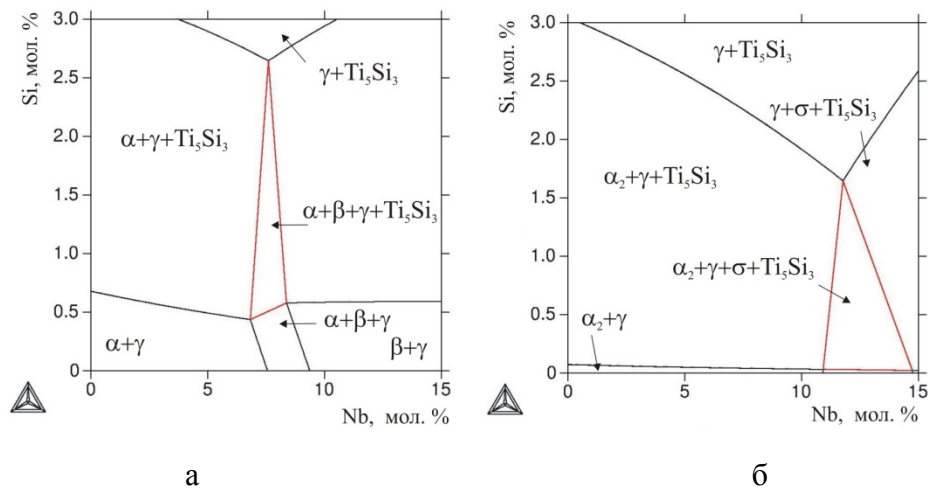


Рисунок 43 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mn при 45 мол. % Al



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 44 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–W при 45 мол. % Al



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 45 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Si при 45 мол. % Al

Система Ti–Al–Nb–V. Присутствие ванадия (в том числе совместно с ниобием), не типично для гамма-сплавов. Тем не менее, изотермические разрезы данной четверной системы заслуживают внимания, поскольку ванадий является одной из главных добавок в титановых сплавах и, вероятно, может быть в некоторых случаях полезен и для гамма-сплавов. При 1200 °C рассматриваемый разрез подобен предшествующим разрезам систем Ti–Al–Nb–Mo (рисунок 39а) и Ti–Al–Nb–Cr (см. рисунок 40а): на нем имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 41а). При 800 °C строение разреза становится более сложным, в частности, при высоких концентрациях ниобия появляется четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$ (рисунок 41б). При обычных концентрациях ниобия наиболее вероятно попадание в фазовые области $\alpha_2+\gamma$ или $\alpha_2+\beta+\gamma$ (последняя при достаточно высоком содержании ванадия).

Система Ti–Al–Nb–Zr. Цирконий совместно с ниобием присутствует в составе ряда гамма-сплавов, в частности IRC (таблица 2). Разрез при 1200 °C не отличается от предыдущих, на нем имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 42а). И при 800 °C строение разреза также достаточно простое, на нем, как и при 1200 °C, имеются лишь 3 области: $\alpha_2+\gamma$, $\alpha_2+\beta+\sigma$ и $\gamma+\sigma$ (рисунок 42б). Применительно к гамма-сплавам наиболее вероятно попадание в первую из них.

Система Ti–Al–Nb–Mn. Марганец с ниобием присутствует в составе некоторых гамма-сплавов, в частности 45XD и 47XD (таблица 2). Разрез при 1200 °C не отличается от аналогичных разрезов предыдущих систем, на нем имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 43а). При 800 °C строение разреза существенно усложняется, в частности, появляются две четырехфазные области $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$ и $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$ (рисунок 43б). Однако следует отметить, что попадание в эти области возможно только при достаточно высоких концентрациях ниобия и марганца. При обычных для гамма-сплавов концентрациях этих элементов следует ожидать такой же фазовый состав, как и в базовом двойном сплаве Ti–45 мол. % Al, а именно $\alpha_2+\gamma$.

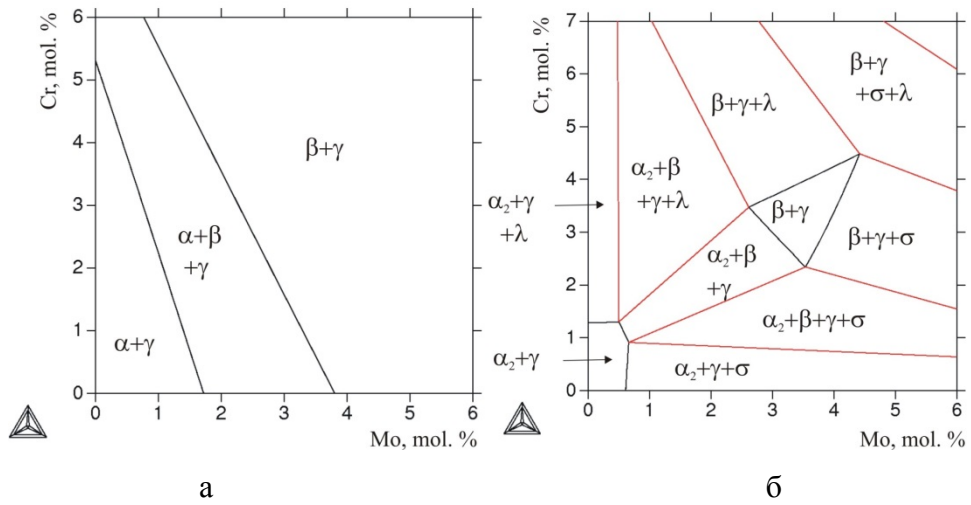
Система Ti–Al–Nb–W. Вольфрам с ниобием присутствует в составе ряда гамма-сплавов, в частности K5 (таблицу 2). Разрез при 1200 °C не отличается от предыдущих, на нем имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 44а).

Разрез при 800 °C характеризуется наличием четырехфазной области $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$ (при высокой концентрации ниобия) и значительной протяженностью области $\alpha_2+\beta+\gamma$ (рисунок 44б). Составы большинства гамма-сплавов, содержащих Nb и W, попадают именно в эту трехфазную область.

Система Ti–Al–Nb–Si. Кремний с ниобием присутствует в составе некоторых гамма-сплавов, в частности WMS и TAB (таблица 2). При 1200 °C имеется четырехфазная область $\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, в которую могут попадать гамма-сплавы (рисунок 45а). В зависимости от содержания Nb и Si фазовый состав сплавов может сильно различаться. В частности, при содержании ниобия до 7 мол. %, фаза β должна отсутствовать, а сплавы должны быть двух ($\alpha+\gamma$) и ли трехфазными ($\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$). Разрез при 800 °C характеризуется наличием четырехфазной области $\alpha_2+\gamma+\sigma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (при высокой концентрации ниобия) и значительной протяженностью области $\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 45б). Составы большинства гамма-сплавов, содержащих добавки ниобия и кремния, попадают именно в эту трехфазную область. Следует отметить отсутствие фазы β при всех концентрациях Nb и Si на данном разрезе.

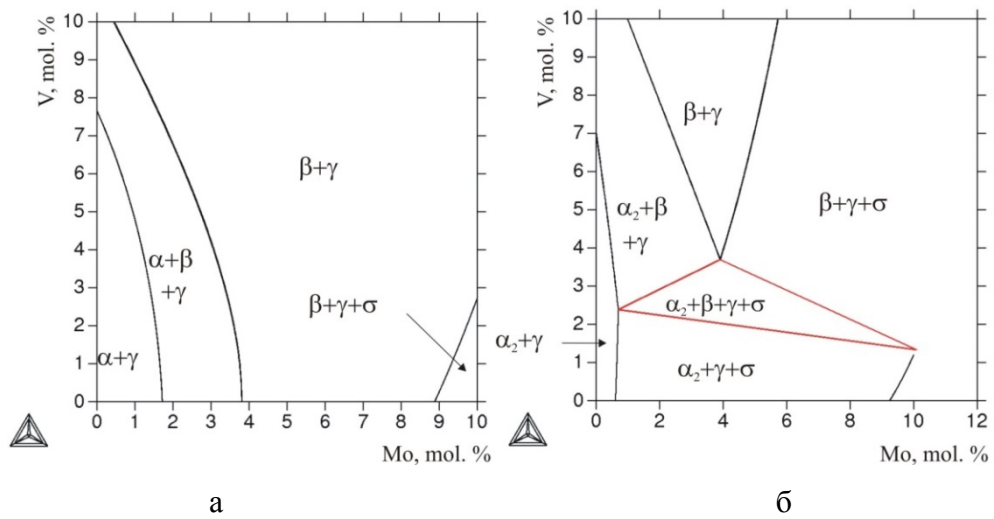
На рисунках 46-64 приведены изотермические разрезы четверных систем Ti–Al–X–Y, рассчитанные при постоянной концентрации алюминия (45 мол. %). Они позволяют оценить совместное влияние двух легирующих элементов (X,Y– Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si) на фазовый

состав гамма-сплавов, не содержащих ниобий, при 1200 и 800 °С. Ниже рассматриваются особенности конкретных разрезов четверных систем.



а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 46 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mo–Cr при 45 мол. % Al



а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 47 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mo–V при 45 мол. % Al

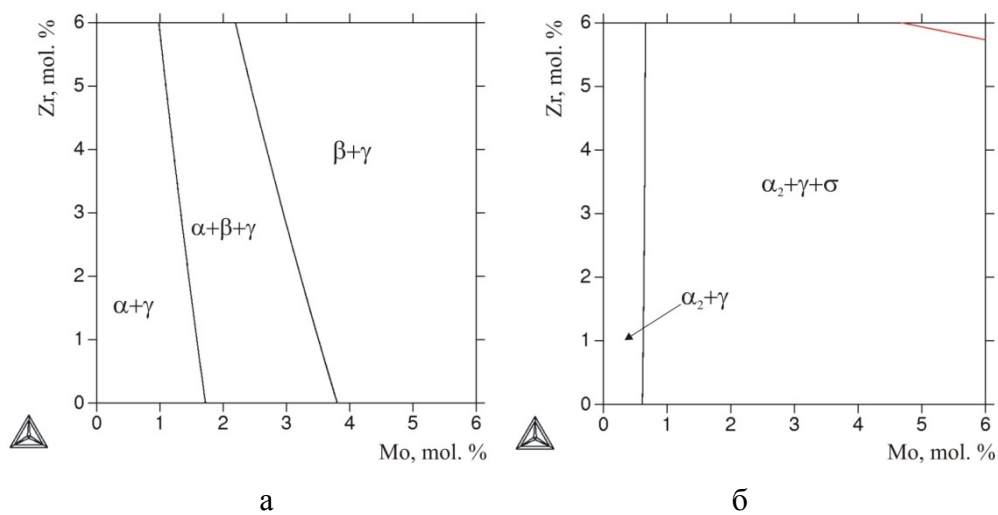


Рисунок 48 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mo–Zr при 45 мол. % Al

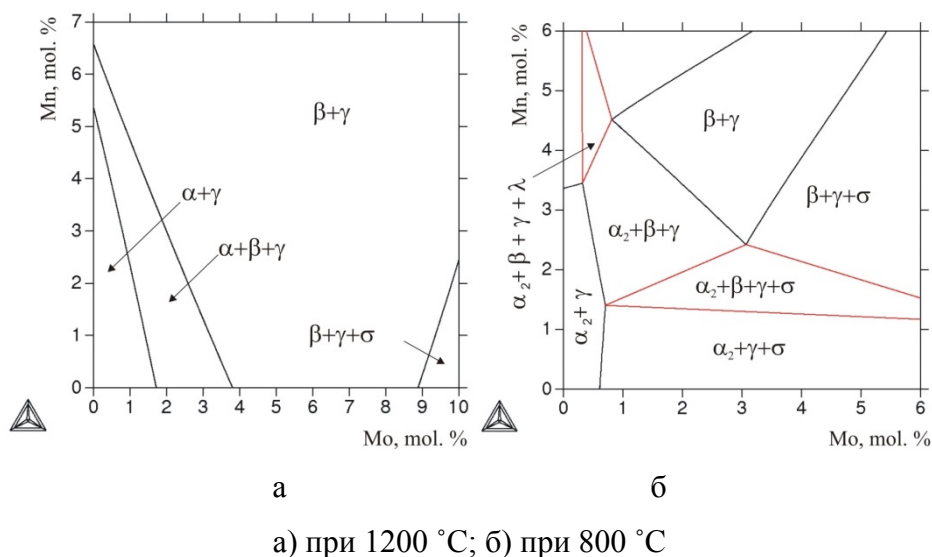


Рисунок 49 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mo–Mn при 45 мол. % Al

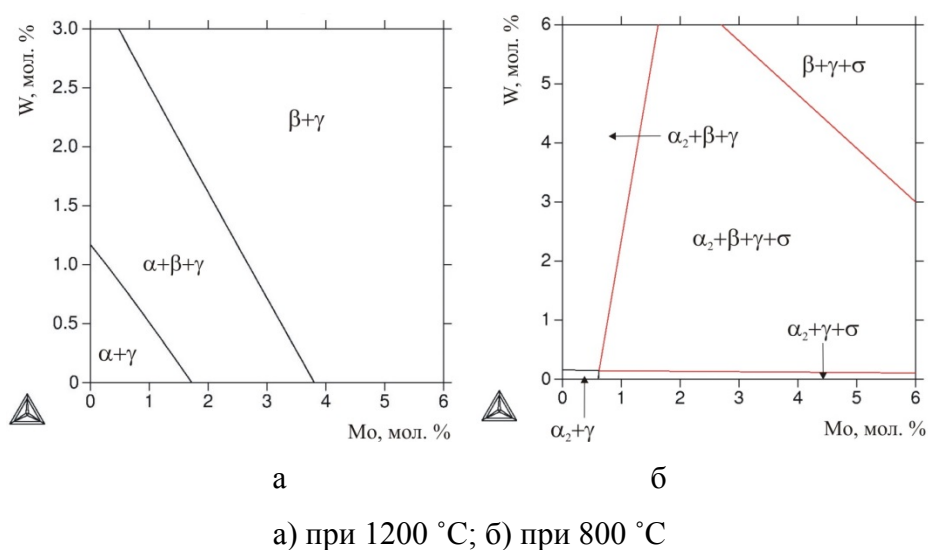
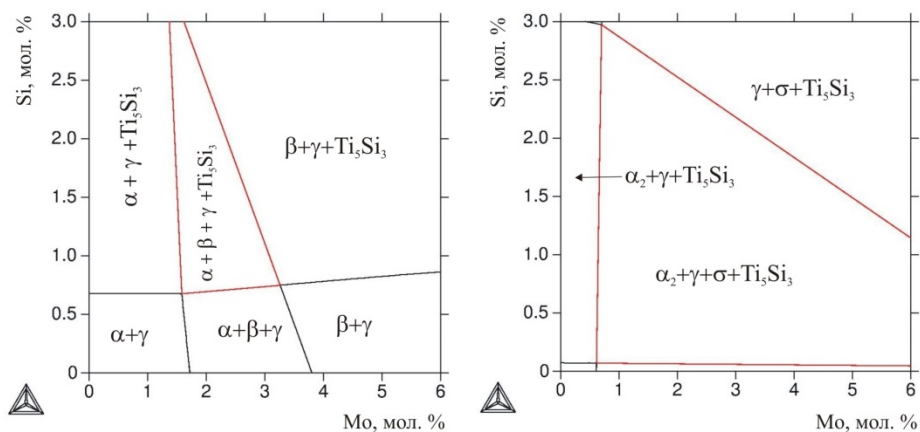
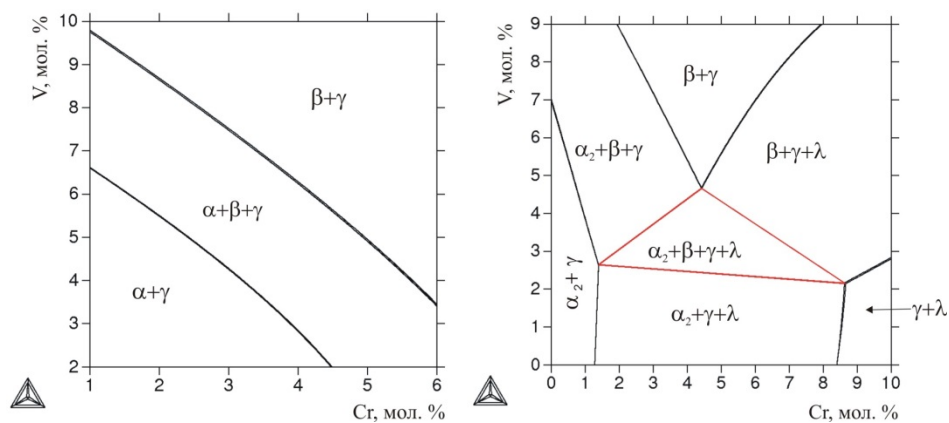


Рисунок 50 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mo–W при 45 мол. % Al



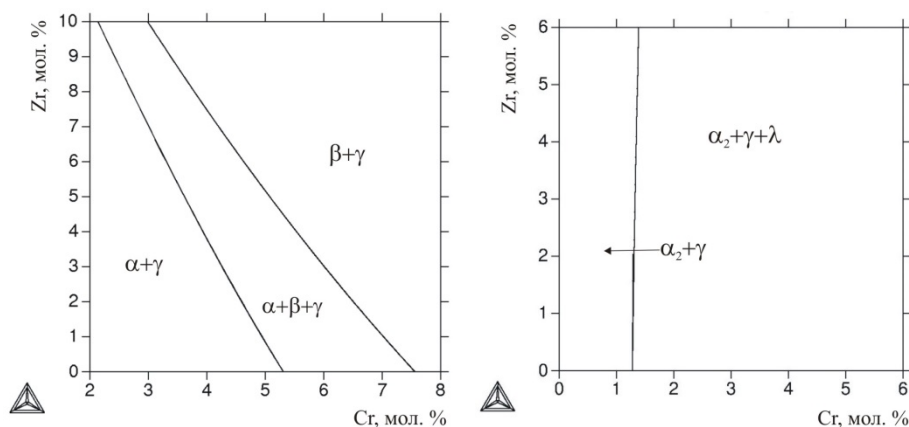
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 51 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mo–Si при 45 мол. % Al



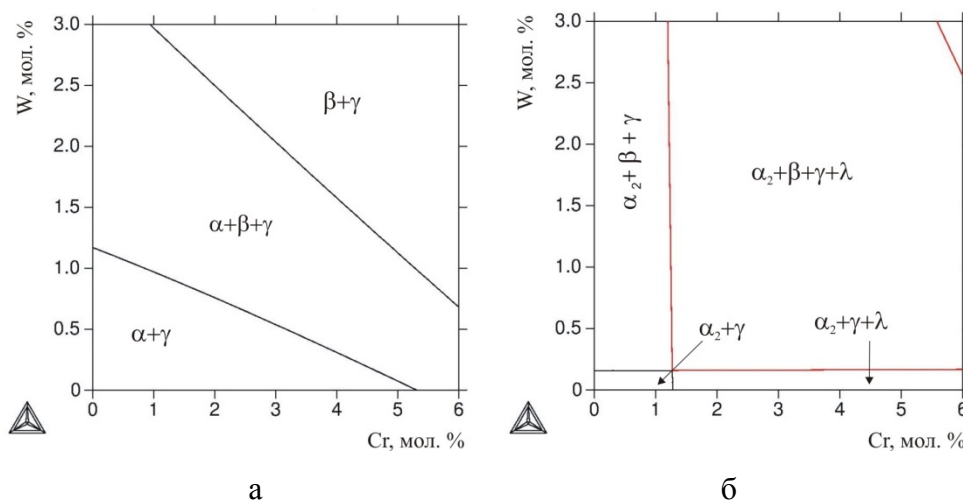
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 52 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Cr–V при 45 мол. % Al



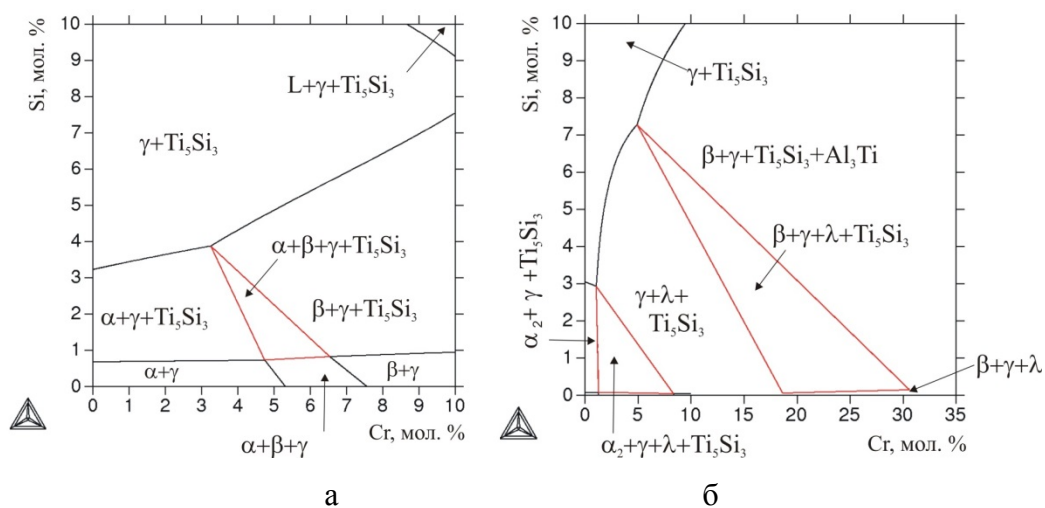
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 53 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Cr–Zr при 45 мол. % Al



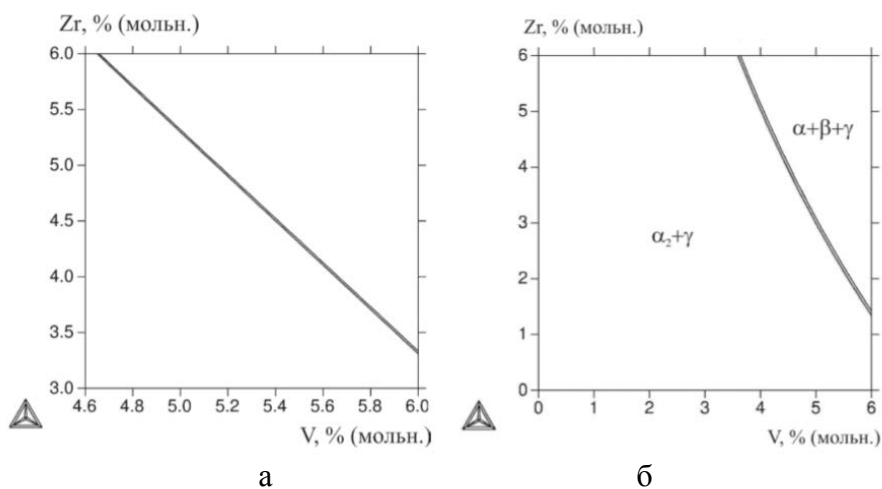
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 54 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Cr–W при 45 мол. % Al



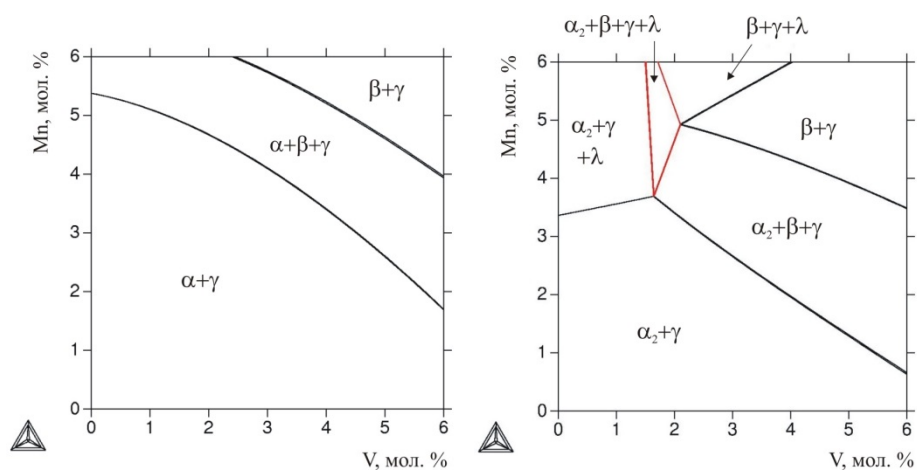
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 55 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Cr–Si при 45 мол. % Al



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 56 – Изотермические сечения системы Ti–Al–V–Zr при 45 мол. % Al

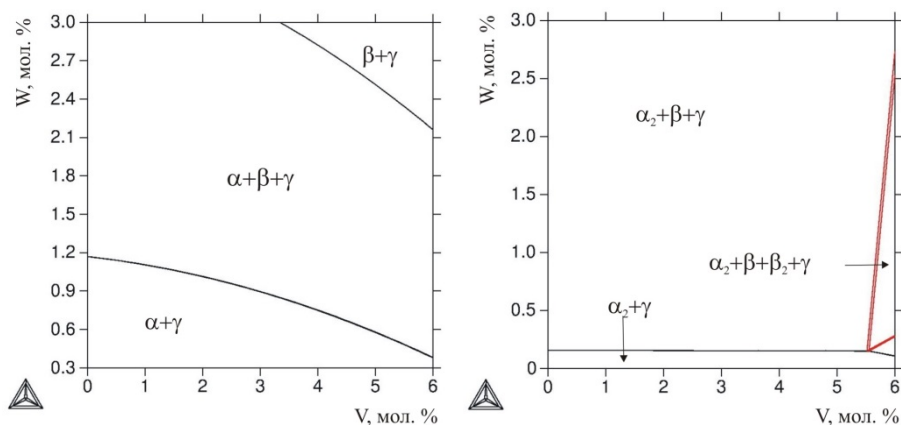


а

б

а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 57 – Изотермические сечения системы Ti–Al–V–Mn при 45 мол. % Al

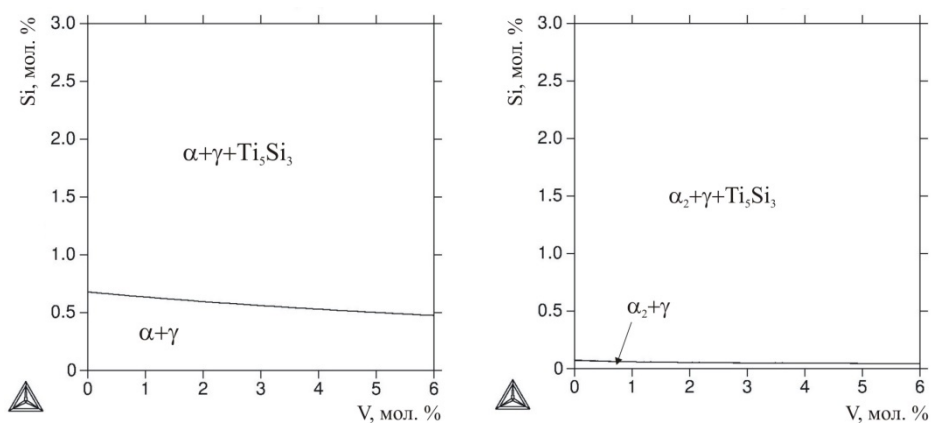


а

б

а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 58 – Изотермические сечения системы Ti–Al–V–W при 45 мол. % Al

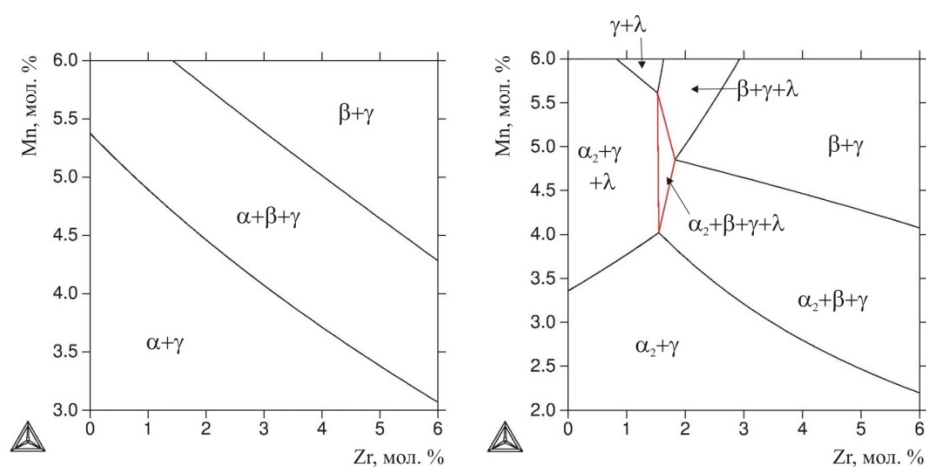


а

б

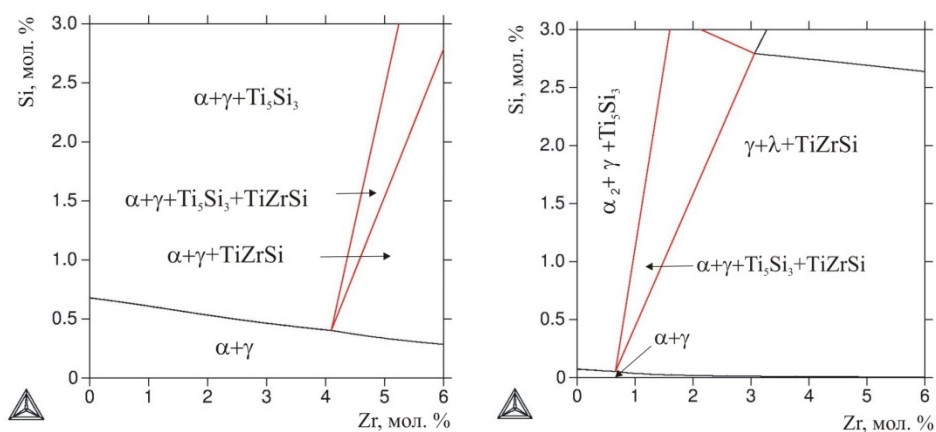
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 59 – Изотермические сечения системы Ti–Al–V–Si при 45 мол. % Al



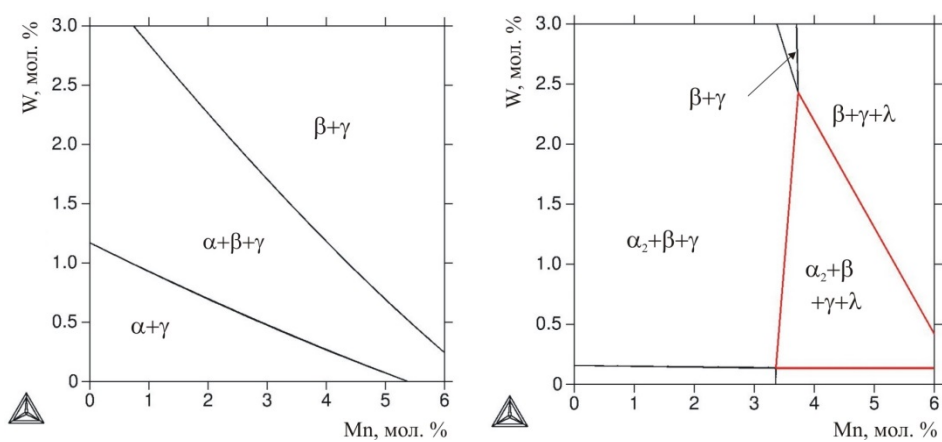
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 60 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Zr–Mn при 45 мол. % Al



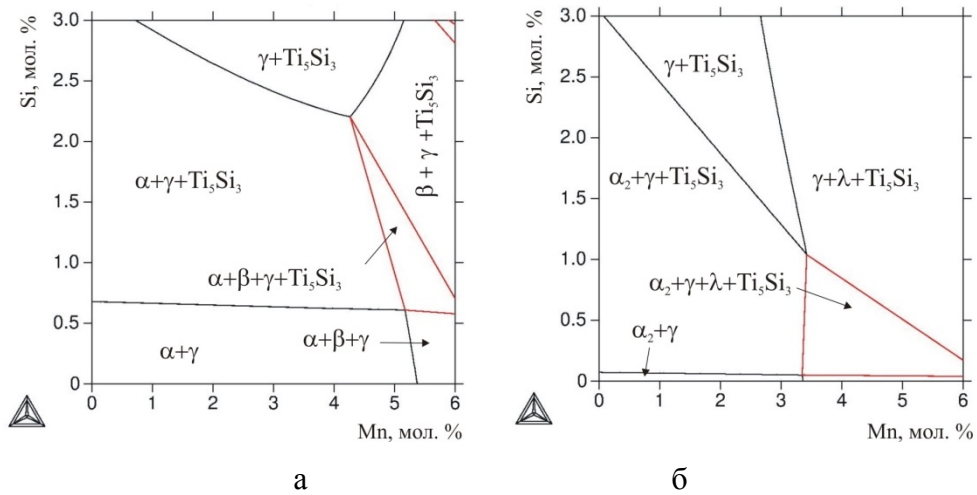
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 61 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Zr–Si при 45 мол. % Al



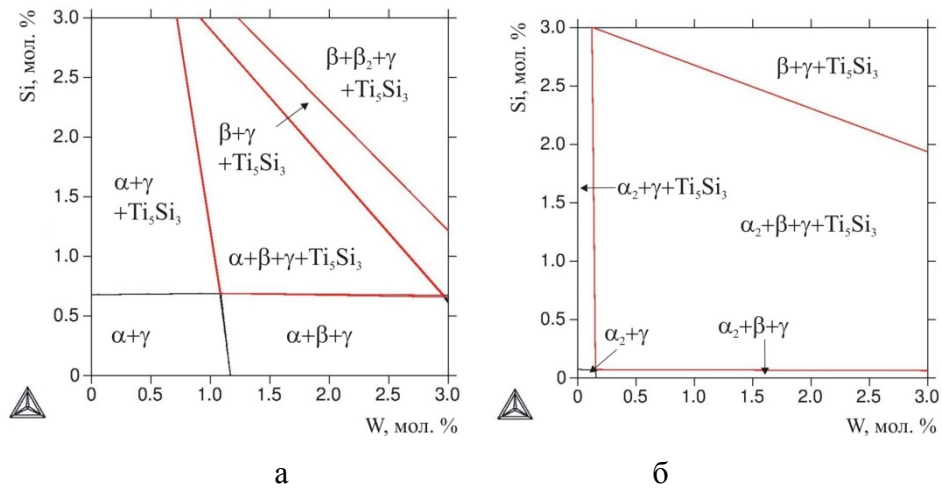
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 62 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mn–W при 45 мол. % Al



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 63 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Mn–Si при 45 мол. % Al



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 64 – Изотермические сечения системы Ti–Al–W–Si при 45 мол. % Al

Система Ti–Al–Mo–Cr. Совместное легирование молибденом и хромом не характерно для гамма-сплавов. Однако, учитывая, что данные элементы в отдельности часто используются, данная четверная система заслуживает внимания. Разрез при 1200 °C не отличается от большинства аналогичных разрезов четверных систем с ниобием (см. выше), на нем имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 46а). При 800 °C строение разреза становится более сложным, в частности, появляются четырехфазные области $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$ и $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$ (рисунок 46б). Интересно отметить, что при примерно равном соотношении Mo и Cr фазы σ и λ не должны образовываться, так как состав сплава попадает в одну из трех областей: $\alpha_2+\gamma$, $\alpha_2+\beta+\gamma$ и $\alpha_2+\beta$.

Система Ti–Al–Mo–V. Разрез этой четверной системы при 1200 °С не отличается от большинства аналогичных разрезов четверных систем с ниобием (см. выше), на нем имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 47а). При 800 °С строение разреза усложняется, в частности, на нем появляется четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$ (рисунок 47б). Из данного разреза вытекает, что добавление ванадия в количестве 2-3,5 мол.% в гамма-сплавы, содержащие 0,5–3 мол. % Мо, позволяет избежать появления фазы σ .

Система Ti–Al–Mo–Zr. На разрезе этой системы при 1200 °С имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$. В отличие от аналогичных разрезов других четверных систем Ti–Al–Mo–X (см. выше), данный разрез показывает слабое влияние циркония на фазовые границы (рисунок 48а). Строение разреза при 800 °С еще более простое, на нем имеется только 2 области: $\alpha_2+\gamma$ и $\alpha_2+\gamma+\sigma$ (рисунок 48б). Влияние циркония на положение границы между этими областями (около 0,7 мол. % Мо) практически отсутствует.

Система Ti–Al–Mo–Mn. На разрезе этой системы при 1200 °С имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 49а). Увеличение концентрации Nb и Mn меняет фазовый состав базового сплава Ti–45 % Al в данной последовательности. При 800 °С строение разреза становится более сложным (рисунок 49б), примерно таким же, как и аналогичный разрез системы Ti–Al–Mo–Cr (рисунок 46б). В частности, для обоих разрезов характерно наличие двух четырехфазных областей: $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$ и $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$. Также следует отметить, что согласно рисунку 51б при определенных концентрациях Мо и Mn можно избежать появления фаз σ и λ , которые должны присутствовать при раздельном введении этих элементов.

Система Ti–Al–Mo–W. На разрезе этой системы при 1200 °С имеются 4 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$, $\beta+\gamma$ и $\beta+\beta_2+\gamma$ (рисунок 50а). При суммарном содержании Мо и W свыше ~3,5 мол. % фаза α должна отсутствовать. При 800 °С строение разреза несколько усложняется, в частности, появляется четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$, которая занимает большую часть разреза (рисунок 50б). Именно такой фазовый состав следует ожидать при совместном легировании базового сплава добавками молибдена и вольфрама.

Система Ti–Al–Mo–Si. Разрез этой четверной системы при 1200 °С характеризуется наличием соединения Ti_5Si_3 , которое присутствует в большинстве фазовых областей, в частности, $\alpha+\beta+\gamma+Ti_5Si_3$ (рисунок 51а). Попадание в эту четырехфазную область отвечает типичным для гамма-сплавов концентрациям молибдена и кремния. Строение разреза при 800 °С также достаточно сложное, большую часть занимает четырехфазная область $\alpha_2+\gamma+\sigma+Ti_5Si_3$ (рисунок 51б).

Система Ti–Al–Cr–V. Разрез этой четверной системы при 1200 °С выявляет лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 52а). При 800 °С строение разреза становится более

сложным, в частности, появляется четырехфазная область $\alpha_2 + \beta + \gamma + \lambda$ (рисунок 52б). Из данного разреза следует, что добавка ванадия в количестве 3-4 мол. % позволяет избежать появления фазы Лавеса.

Система Ti–Al–Cr–Zr. Разрез этой четверной системы при 1200 °C выявляет лишь 3 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ (рисунок 53а). При 800 °C строение разреза еще более простое: он содержит только 2 области $\alpha_2 + \gamma$ и $\alpha_2 + \gamma + \lambda$ (рисунок 53б). Влияние циркония на положение границы между этими областями (около 0,3 мол. % Cr) практически отсутствует.

Система Ti–Al–Cr–W. На разрезе этой системы при 1200 °C имеются 4 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$, $\beta + \gamma$ и $\beta + \beta_2 + \gamma$ (рисунок 54а). При 800 °C строение разреза становится более сложным, в частности, появляется четырехфазная область $\alpha_2 + \beta + \gamma + \sigma$, которая занимает большую часть (рисунок 54б). Попадание в эту четырехфазную область наиболее вероятно при легировании базового сплава добавками хрома и вольфрама.

Система Ti–Al–Cr–Si. Разрез этой четверной системы при 1200 °C характеризуется наличием соединения Ti_5Si_3 , и четырехфазной области $\alpha + \beta + \gamma + Ti_5Si_3$ (рисунок 55а). Попадание гамма-сплавов в эту четырехфазную область маловероятно, поскольку она отвечает достаточно высоким концентрациям хрома и кремния. На разрезе при 800 °C большую часть занимает четырехфазная область $\alpha_2 + \gamma + \lambda + Ti_5Si_3$ (рисунок 55б). Составы гамма-сплавов попадают именно в нее.

Система Ti–Al–V–Zr. Строение разреза этой четверной системы при 1200 °C исключительно простое: большую его часть занимает двухфазная область $\alpha + \gamma$ (рисунок 56а). Появление фазы β возможно только при высоких концентрациях циркония и ванадия (более 5 мол. %). При 800 °C строение разреза такое же простое: на нем имеются только 2 области ($\alpha_2 + \gamma$ и $\alpha_2 + \beta + \gamma$) (рисунок 56б).

Система Ti–Al–V–Mn. Разрез этой четверной системы при 1200 °C выявляет лишь 3 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ (рисунок 57а). Первая из них занимает большую часть рассчитанного диапазона. При 800 °C строение разреза становится более сложным, в частности, появляется четырехфазная область $\alpha_2 + \beta + \gamma + \lambda$ (рисунок 57б).

Система Ti–Al–V–W. На разрезе этой системы при 1200 °C имеются 4 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$, $\beta + \gamma$ и $\beta + \beta_2 + \gamma$ (рисунок 58а). На разрезе при 800 °C большую часть занимает трехфазная область $\beta + \alpha_2 + \gamma$ (рисунок 58б). Именно в эту область попадают составы гамма-сплавов, легированные ванадием и вольфрамом.

Система Ti–Al–V–Si. На разрезе этой системы при 1200 °C большую часть занимает область $\alpha + \gamma + Ti_5Si_3$ (рисунок 59а). Попадание в эту трехфазную область отвечает типичным для

гамма-сплавов концентрациям молибдена и кремния. Строение разреза при 800 °С также достаточно простое, большую часть занимает трехфазная область $\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 59б).

Система Ti–Al–Zr–Mn. Разрез этой четверной системы при 1200 °С выявляет лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 60а). При 800 °С строение разреза сложнее, в частности, при содержании марганца свыше 4 мол. % имеются четырехфазная ($\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$) и трехфазные ($\alpha_2+\gamma+\lambda$ и $\alpha_2+\beta+\gamma$) области (рисунок 60б). При меньших концентрациях этого элемента гамма-сплавы попадают в двухфазную область $\alpha_2+\gamma$.

Система Ti–Al–Zr–Si. На разрезе этой системы при 1200 °С большую часть занимает трехфазная область $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 61а). При содержании циркония свыше 4 мол. % появляется соединение TiZrSi , которое может входить в различные области, в том числе четырехфазную: $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3+\text{TiZrSi}$. Строение разреза при 800 °С также характеризуется наличием фазовых областей, содержащих соединение TiZrSi (рисунок 61б). Из данных разрезов следует, что добавка циркония, связывая кремний в соединение TiZrSi , при определенной концентрации позволяет избежать образования фазы Ti_5Si_3 , которое, как правило, присутствует в структуре Si-содержащих гамма-сплавов.

Система Ti–Al–Mn–W. Марганец и вольфрам совместно присутствуют в составе некоторых гамма-сплавов, в частности WMS (таблица 2). На разрезе этой системы при 1200 °С имеются 4 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$, $\beta+\gamma$ и $\beta+\beta_2+\gamma$ (рисунок 62а). Увеличение концентрации вольфрама меняет фазовый состав сплавов в этой последовательности. Разрез при 800 °С содержит четырехфазную область $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$, но большую его часть занимает трехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma$ (рисунок 62б). Для гамма-сплавов наиболее вероятен именно такой фазовый состав.

Система Ti–Al–Mn–Si. Марганец и кремний совместно присутствуют в составе некоторых гамма-сплавов, в частности WMS. На разрезе при 1200 °С большую часть занимает трехфазная область $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 63а). При концентрации марганца около 5 мол. % данный разрез содержит четырехфазную область $\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$. На разрезе при 800 °С большую часть занимает трехфазная область $\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 63б). Составы гамма-сплавов попадают именно в нее. При концентрации марганца свыше ~3 мол. % также имеется четырехфазная область $\alpha_2+\gamma+\lambda+\text{Ti}_5\text{Si}_3$.

Система Ti–Al–W–Si. Вольфрам и кремний совместно присутствуют в составе некоторых гамма-сплавов, в том числе и при отсутствии других добавок (например, АВВ-2, см. таблицу 2). На разрезе при 1200 °С большую часть занимает четырехфазная область $\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 64а). При содержании кремния менее 0,7 мол. % силицид титана не

должен присутствовать. На разрезе при 800 °С большую часть занимает четырехфазная область $\alpha_2 + \beta + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 64б). Составы гамма-сплавов попадают именно в нее.

3.2.3 Фазовый состав четверных сплавов

Как следует из п.3.1 и п.3.2, фазовый состав четверных гамма-сплавов более сложный по сравнению с тройными сплавами. В таблицах 13-45 приведены параметры фазового состава некоторых четверных сплавов при постоянном содержании алюминия (45 мол. %) и ниобия (5 мол. %). Эти расчетные данные позволяют оценить влияние четвертого компонента (Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si) на фазовый состав сплава Ti-45 мол. % Al-5 мол. % Nb при разных температурах. Комментарии к результатам расчета фазового состава конкретных четверных сплавов приведены ниже.

Система Ti-Al-Nb-Mo. Рассчитывали 2 сплава этой четверной системы при содержании молибдена 1 и 2 мол. %. Результаты расчета приведены в таблицах 13 и 14. Из таблицы 13 следует, что сплав Ti-45 мол. % Al-5 мол. % Nb-1 мол. % Mo при 1400 °С является двухфазным ($\alpha + \beta$), причем количество фазы β составляет около трети. При этом концентрации Mo и Nb в этой фазе несколько больше, чем в фазе α . При 1200 °С к этим фазам добавляется γ (содержание Mo в этой фазе меньше, чем в сплаве), количество которой составляет почти половину. При 1000 °С и более низких температурах сплав содержит 3 фазы (α_2 , β и γ), а количество фазы γ достигает 75 масс. %. Хотя доля фазы β при 600 °С невелика (немногом более 3 масс. %), именно в ней преимущественно находится молибден (более 45 масс. %).

Сплав Ti-45 % Al-5 % Nb-2 % Mo отличается от предыдущего, главным образом, большим количеством фазы β и появлением фазы σ при 600 °С (таблица 14). Именно в этих фазах в основном находится молибден (около 50 масс. %). Следует отметить, что расчет показывает отсутствие ниобия в фазе σ .

Таблица 13 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Mo
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	68,66	57,72	30,34	10,36	1,58
	β	31,34	55,21	27,55	13,26	3,98

Продолжение таблицы 13

1	2	3	4	5	6	7
1200	α	33,56	61,20	27,36	9,71	1,73
	β	18,95	54,54	24,70	15,09	5,67
	γ	47,49	54,87	32,86	10,85	1,42
1000	β	10,63	51,19	22,04	16,61	10,16
	α_2	16,38	67,21	23,77	8,25	0,77
	γ	72,99	55,47	31,82	11,17	1,54
800	β	2,67	37,94	18,30	20,78	22,98
	α_2	22,63	68,57	22,46	7,98	0,99
	γ	74,70	54,09	31,99	11,93	1,99
600	β	3,35	4,52	7,40	42,68	45,40
	α_2	21,85	71,51	21,61	6,39	0,49
	γ	74,80	55,03	32,75	11,29	0,93
Сплав			56,94	29,47	11,27	2,32

Таблица 14 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mo (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Mo
1400	α	31,43	57,13	31,19	9,40	2,28
	β	68,56	54,21	28,18	11,94	5,67
1200	β	48,73	54,73	24,80	13,03	7,44
	γ	51,27	55,51	33,24	9,35	1,90
1000	β	30,03	52,00	22,16	14,52	11,32
	α_2	0,11	67,98	24,02	7,14	0,85
	γ	69,86	56,45	32,13	9,70	1,72
800	β	12,25	39,06	18,52	18,62	23,80
	α_2	15,04	69,19	22,65	7,12	1,04
	γ	72,71	54,93	32,25	10,72	2,10
600	β	5,76	4,69	7,37	41,13	46,81
	α_2	18,06	71,92	21,73	5,83	0,52
	γ	74,15	55,64	32,95	10,41	1,00
	σ	2,03	30,06	17,10	< 0,01	52,84
Сплав			55,13	29,14	11,14	4,59

Система Ti–Al–Nb–Cr. Рассчитывали 2 сплава этой четверной системы при содержании хрома 1 и 2 мол. %. Результаты расчета приведены в таблицах 15 и 16. Из таблицы 15 видно, что при всех температурах сплав Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–1 мол. % Cr не содержит фазы β . При 1400 °C он является однофазным (α), а при 1200 °C двухфазным ($\alpha+\gamma$). Количество фазы γ (при 1200 °C) составляет почти половину, а концентрация в ней хрома ниже, чем в фазе α . Распределение ниобия между этими фазами обратное. При 1000 °C и более низких температурах данный сплав содержит фазы α_2 и γ , причем количество последней составляет около 75 масс. %. Начиная с 800 °C к этим двум фазам добавляется фаза Лавеса, содержащая 40-45 масс. % Cr. При 600 °C ее доля достигает 2 масс. %. Ниобий также содержится в этой фазе, но в существенно меньшем количестве по сравнению с хромом. Следствием перераспределения хрома именно в эту фазу является его низкая концентрация в интерметаллидных фазах α_2 и γ .

Сплав с 2 мол. % Cr в отличие от предыдущего содержит значительное количество фазы β при 1400–1000 °C (таблица 16). При этих температурах хром концентрируется именно в этой фазе. При 1400 °C этот сплав двухфазный ($\alpha+\beta$), а при 1200 °C – трехфазный ($\alpha+\beta+\gamma$). При рабочих температурах (800–600 °C) этот сплав содержит фазы α_2 , γ и λ . Количество последней при 600 °C составляет около 5 масс. %.

Таблица 15 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-1Cr (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Cr
1400	α	100	57,55	29,78	11,39	1,28
1200	α	57,59	60,20	27,51	10,75	1,54
	γ	42,41	53,95	32,86	12,27	0,92
1000	α_2	25,67	65,74	23,75	8,83	1,68
	γ	74,33	54,72	31,86	12,28	1,14
800	α_2	24,76	67,50	22,55	8,16	1,79
	γ	75,17	54,30	32,18	12,46	1,06
	λ	0,07	32,20	17,16	6,64	44,00
600	α_2	21,94	70,66	21,46	7,33	0,55
	γ	76,00	54,40	32,53	12,77	0,30
	λ	2,06	33,89	16,94	3,90	45,27
Сплав			57,55	29,78	11,39	1,28

Таблица 16 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Cr (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Cr
1400	α	70,91	56,85	30,48	10,48	2,19
	β	29,09	55,02	27,97	13,59	3,42
1200	α	31,02	60,22	27,83	9,46	2,49
	β	23,84	54,99	25,61	14,76	4,64
	γ	45,14	54,33	33,26	10,93	1,48
1000	β	16,82	54,23	23,49	14,93	7,35
	α_2	11,19	65,98	23,96	7,89	2,17
	γ	71,99	55,30	32,12	11,10	1,48
800	α_2	20,39	67,51	22,56	8,14	1,79
	γ	76,50	54,31	32,18	12,44	1,07
	λ	3,11	32,21	17,16	6,63	44,00
600	α_2	18,12	70,64	21,46	7,35	0,55
	γ	76,97	54,38	32,52	12,81	0,29
	λ	4,91	33,88	16,94	3,91	45,27
Сплав			56,31	29,76	11,38	2,55

Система Ti–Al–Nb–V. Рассчитывали 2 сплава этой четверной системы при содержании ванадия 1 и 4 мол. %. Результаты расчета приведены в таблицах 17 и 18. Как видно из таблицы 17, сплав Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–1 мол. % V при всех температурах сплав не содержит фазы β . При 1400 °C он является однофазным (α), а при 1200 °C двухфазным ($\alpha+\gamma$). Количество фазы γ при этой температуре составляет почти половину, а концентрация в ней ванадия ниже, чем в фазе α . При 1000 °C и более низких температурах данный сплав содержит фазы α_2 и γ , при этом количество последней составляет около 75 масс. %.

Сплав с 4 мол. % V в отличие от предыдущего содержит значительное количество фазы β при 1400–1000 °C (таблица 18). При этих температурах ванадий концентрируется именно в этой фазе. При 1400 °C этот сплав двухфазный ($\alpha+\beta$), а при 1200 °C - трехфазный ($\alpha+\beta+\gamma$). При 1000-600 °C этот сплав содержит только интерметаллидные фазы α_2 и γ .

Таблица 17 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-1V (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _М , масс.%	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	V
1400	α	100	57,56	29,79	11,40	1,25
1200	α	58,73	60,17	27,55	10,80	1,48
	γ	41,27	53,85	32,97	12,25	0,93
1000	α_2	26,59	65,78	23,61	9,06	1,55
	γ	73,41	54,59	32,03	12,24	1,14
800	α_2	26,05	67,57	22,40	8,50	1,53
	γ	73,95	54,04	32,39	12,42	1,15
600	α_2	24,87	69,79	21,24	7,60	1,37
	γ	75,13	53,52	32,62	12,65	1,21
Сплав			57,56	29,79	11,40	1,25

Таблица 18 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-4V (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _М , масс.%	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	V
1400	α	61,05	54,70	30,73	10,25	4,32
	β	38,95	52,70	28,14	13,13	6,03
1200	α	47,87	56,96	27,91	9,99	5,14
	β	13,98	51,29	25,44	15,78	7,49
	γ	38,15	51,06	33,56	11,50	3,88
1000	β	17,82	51,32	23,25	15,76	9,67
	α_2	11,65	63,77	23,39	8,03	4,81
	γ	70,53	52,95	32,41	10,81	3,83
800	α_2	25,11	63,70	21,69	8,81	5,80
	γ	74,89	50,64	32,42	12,23	4,71
600	α_2	23,85	65,74	20,47	8,33	5,46
	γ	76,15	50,21	32,62	12,33	4,84
Сплав			53,92	29,73	11,37	4,98

Система Ti–Al–Nb–Zr. Рассчитывали 2 сплава этой четверной системы при содержании циркония 1 и 4 мол. %. Результаты расчета приведены в таблицах 19 и 20. Из таблицы 19 следует, что сплав Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–1 мол. % Zr при всех температурах не содержит фазы β . При 1400 °C он является однофазным (α), а при 1200 °C двухфазным ($\alpha+\gamma$). Количество фазы γ составляет почти половину, а концентрация в ней циркония немного ниже, чем в фазе α . При 1000 °C и более низких температурах данный сплав содержит только интерметаллидные фазы α_2 и γ (количество последней составляет около 75 масс. %).

Сплав с 4 мол. % Zr в отличие от предыдущего содержит около 20 масс. % фазы β при 1400 °C (таблица 20). Концентрация циркония в этой фазе незначительно выше, чем в фазе α . При 1200 °C этот сплав двухфазный ($\alpha+\gamma$), а при 1000-600 °C он содержит только фазы α_2 и γ .

Таблица 19 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-1Zr (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Zr
1400	α	100	57,00	29,50	11,29	2,21
1200	α	53,61	60,07	27,00	10,70	2,23
	γ	46,39	53,45	32,38	11,97	2,20
1000	α_2	24,69	65,78	23,47	9,11	1,64
	γ	75,31	54,12	31,47	12,00	2,41
800	α_2	24,97	67,53	22,34	8,49	1,64
	γ	75,03	53,49	31,88	12,22	2,41
600	α_2	24,49	69,59	21,23	7,49	1,69
	γ	75,51	52,92	32,18	12,51	2,39
Сплав			57,00	29,50	11,29	2,21

Таблица 20 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-4Zr (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Zr
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	77,44	52,29	29,09	10,35	8,27
	β	22,56	50,43	26,89	12,98	9,70

Продолжение таблицы 20

1	2	3	4	5	6	7
1200	α	49,14	55,25	25,83	10,28	8,64
	γ	50,86	48,60	31,27	11,58	8,55
1000	α_2	19,48	61,94	22,48	9,17	6,41
	γ	80,52	49,44	30,07	11,37	9,12
800	α_2	21,77	63,43	21,48	8,65	6,44
	γ	78,23	48,65	30,58	11,58	9,19
600	α_2	22,45	65,15	20,46	7,80	6,59
	γ	77,55	48,03	30,95	11,85	9,17
Сплав			51,87	28,60	10,94	8,59

Система Ti–Al–Nb–Mn. Рассчитывали 2 сплава этой четверной системы при содержании марганца 2 и 4 мол. %. Результаты расчета приведены в таблицах 21 и 22. Из таблицы 21 видно, что, сплав Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–2 мол. % Mn при всех температурах не содержит фазы β . При 1400 °C он является однофазным (α), а при 1200 °C двухфазным ($\alpha+\gamma$). Массовая доля фазы γ составляет более половину, а концентрация в ней марганца немного ниже, чем в фазе α . При 1000 °C и более низких температурах данный сплав содержит фазы α_2 и γ , причем количество последней составляет около 85 масс. %.

Сплав с 4 мол. % Mn в отличие от предыдущего содержит значительное количество фазы β при 1400–1000 °C (таблица 22). При этих температурах марганец концентрируется именно в этой фазе, а сам сплав является двухфазным: $\alpha+\beta$ при 1400 °C и $\beta+\gamma$ при 1200 и 1000 °C. При 800–600 °C этот сплав содержит (кроме интерметаллидных фаз α_2 и γ) фазу Лавеса, в которой содержание марганца составляет более 40 масс. %. Основой этого сплава является фаза γ , количество которой превышает 90 масс. %.

Таблица 21 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mn (мол. %) при характерных температурах

Т, °C	Фаза	Q _М , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Mn
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	100	56,23	29,71	11,37	2,69
1200	α	48,11	59,06	27,13	10,84	2,97
	γ	51,89	53,62	32,10	11,85	2,43

Продолжение таблицы 21

1	2	3	4	5	6	7
1000	α_2	13,84	65,55	23,40	9,06	1,99
	γ	86,16	54,74	30,72	11,74	2,80
800	α_2	14,30	67,66	22,26	8,48	1,60
	γ	85,70	54,33	30,95	11,85	2,87
600	α_2	13,93	70,21	21,18	7,51	1,10
	γ	86,07	53,97	31,09	12,00	2,94
Сплав			56,23	29,71	11,37	2,69

Таблица 22 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-4Mn (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Mn
1400	α	62,04	54,08	30,58	10,71	4,63
	β	37,96	53,10	28,02	12,33	6,55
1200	β	35,86	53,91	25,00	13,28	7,81
	γ	64,14	53,60	32,18	10,23	3,99
1000	β	13,53	51,76	22,63	14,87	10,74
	γ	86,47	54,01	30,70	10,77	4,52
800	λ	2,05	32,78	19,20	6,70	41,32
	α_2	3,02	66,83	22,00	8,54	2,63
	γ	94,93	53,74	30,07	11,52	4,67
600	λ	5,68	33,34	18,86	4,91	42,89
	α_2	6,40	70,07	21,13	7,59	1,21
	γ	87,92	53,83	30,92	12,02	3,23
Сплав			53,71	29,62	11,32	5,35

Система Ti–Al–Nb–W. Рассчитывали 2 сплава этой четверной системы при содержании вольфрама 1 и 2 мол. %. Результаты расчета приведены в таблицах 23 и 24. Из таблицы 23 видно, что, сплав Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–1 мол. % W при 1400 °С является двухфазным ($\alpha+\beta$), а при 1200 °С - трехфазным ($\alpha+\beta+\gamma$). Вольфрам в основном концентрируется в фазе β . При 1000 °С и более низких температурах данный сплав содержит 3 фазы (α_2 , β и γ). т.е. фаза β присутствует при всех температурах, причем концентрация в ней вольфрама достигает 95 масс. %. Сплав Ti–45 % Al–5 % Nb–2 % W отличается от предыдущего, главным

образом, большим количеством фазы β , количество которой не опускается ниже 8 масс. % (таблица 24). Следует отметить, что концентрация вольфрама в интерметаллидных фазах не превышает 1 масс. %.

Таблица 23 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-1W (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _М , масс.%	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	W
1400	β	38,59	53,47	26,65	12,42	7,46
	α	61,41	57,17	30,23	10,17	2,43
1200	β	25,65	51,95	23,12	13,86	11,07
	α	25,14	60,70	27,09	9,34	2,87
	γ	49,21	55,19	32,73	10,44	1,64
1000	β	2,72	1,55	0,23	4,40	93,82
	α	21,97	65,46	23,36	8,86	2,32
	γ	75,31	54,87	31,48	11,91	1,74
800	β	3,90	1,05	0,08	3,96	94,91
	α	21,48	68,35	22,49	8,26	0,90
	γ	74,62	65,98	32,19	12,20	0,63
600	β	4,40	0,68	0,02	3,59	95,71
	α_2	20,91	71,04	21,49	7,24	0,23
	γ	74,69	54,71	32,61	12,54	0,14
Сплав			55,74	28,86	11,03	4,37

Таблица 24 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2W (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _М , масс.%	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	W
1	2	3	4	5	6	7
1400	β	73,84	51,70	26,86	11,16	10,28
	α	26,16	56,29	31,00	9,37	3,34
1200	β	48,58	50,23	22,51	12,15	15,11
	γ	51,42	55,42	33,08	9,32	2,18

Продолжение таблицы 24

1	2	3	4	5	6	7
1000	β	7,19	1,55	0,23	4,31	93,91
	α_2	16,37	65,57	23,40	8,71	2,32
	γ	76,44	55,02	31,53	11,71	1,74
800	β	8,26	1,05	0,08	3,89	94,98
	α_2	16,79	68,45	22,52	8,13	0,90
	γ	74,95	55,12	32,23	12,02	0,63
600	β	8,68	0,67	3,53	0,02	95,78
	α_2	16,85	71,14	21,52	7,11	0,23
	γ	74,47	54,86	32,66	12,34	0,14
Сплав			52,90	27,95	10,69	8,46

Система Ti–Al–Nb–Si. Рассчитывали 2 сплава этой четверной системы при содержании кремния 0,5 и 1 мол. %. Результаты расчета приведены в таблицах 25 и 26. Как видно из таблицы 25, сплав Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–0,5 мол. % Si при 1400 °C является однофазным (α), а при более низких температурах трехфазным: при 1200 °C - $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, а при 1000-600 °C - $\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$. Кремний в основном входит в состав силицида титана. В этой фазе также содержится значительное количество ниобия (более 20 масс. %). Максимальное количество соединения Ti_5Si_3 составляет 1,5 масс. %. Сплав с 1 мол. % Si отличается от предыдущего большим количеством этой фазы (таблица 26). Однако при 1400 °C этот сплав также однофазный.

Таблица 25 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-0,5Si (мол. %) при характерных температурах

Т, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Si
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	100	58,34	29,88	11,43	0,35
1200	α	48,79	61,65	27,10	10,87	0,38
	Ti_5Si_3	0,03	54,41	3,75	22,51	19,33
	γ	51,18	55,18	32,56	11,96	0,30
1000	α_2	21,13	67,25	23,68	8,90	0,17
	Ti_5Si_3	1,16	55,54	3,21	21,19	20,06
	γ	77,71	55,95	31,97	11,98	0,10

Продолжение таблицы 25

1	2	3	4	5	6	7
800	α_2	21,19	69,12	22,63	8,19	0,06
	Ti_5Si_3	1,48	55,66	2,11	21,02	21,21
	γ	77,33	55,43	32,41	12,13	0,03
600	α_2	20,85	71,30	21,54	7,15	0,01
	Ti_5Si_3	1,52	56,52	1,14	20,01	22,33
	γ	77,63	54,89	32,69	12,41	<0,01
Сплав			58,34	29,88	11,43	0,35

Таблица 26 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс.%	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Nb	Si
1400	α	100	57,89	29,96	11,46	0,69
1200	α	38,71	61,85	27,15	10,62	0,38
	Ti_5Si_3	1,88	54,82	3,79	22,04	19,35
	γ	59,41	55,40	32,62	11,68	0,30
1000	α_2	15,05	67,44	23,74	8,65	0,17
	Ti_5Si_3	2,91	56,01	3,26	20,66	20,07
	γ	82,04	56,20	32,05	11,65	0,10
800	α_2	16,09	69,30	22,68	7,96	0,06
	Ti_5Si_3	3,13	56,12	2,15	20,49	21,24
	γ	80,78	55,68	32,48	11,81	0,03
600	α_2	16,46	71,47	21,59	6,93	0,01
	Ti_5Si_3	3,08	56,98	1,17	19,48	22,37
	γ	80,46	55,14	32,77	12,08	<0,01
Сплав			57,89	29,96	11,46	0,69

Фазовый состав четверных гамма-сплавов, не содержащих ниобий, отражен в таблицах 27-45. Эти сплавы (по одному на систему) также рассчитывали при 45 мол. % Al.

Система Ti–Al–Mo–Cr. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–12 мол. % Mo–2 мол. % Cr. Как видно из таблицы 27, при всех температурах кроме 600 °C этот сплав содержит фазу β , в которой в основном концентрируется молибден (и в меньшей степени хром). При 1400 °C он является двухфазным ($\alpha + \beta$), при этом количество фазы β составляет около двух третей. При

1200 °С сплав становится трехфазным, в результате появления фазы γ , которая отличается наименьшим содержанием молибдена и хрома. При этом массовые доли всех трех фаз примерно равны. При 1000 и 800 °С данный сплав содержит фазы α_2 , β и γ (последняя составляет основу). Молибден и хром в основном концентрируются в фазе β . При 600 °С сплав становится четырехфазным ($\alpha_2+\gamma+\sigma+\lambda$) в результате появления фаз σ и λ (при этом фаза β исчезает). Фаза σ отличается повышенным содержанием молибдена, а фаза λ – хрома. Суммарное содержание этих фаз превышает 13 масс. %.

Таблица 27 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mo-2Cr (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mo	Cr
1400	α	35,69	62,85	32,45	2,58	2,12
	β	64,31	61,20	29,77	6,12	2,91
1200	α	31,04	65,20	29,25	3,07	2,48
	β	30,84	59,92	26,38	9,52	4,18
	γ	38,12	60,53	35,44	2,53	1,49
1000	β	31,69	59,03	23,86	11,63	5,47
	α_2	3,35	71,57	25,74	0,86	1,82
	γ	64,96	62,63	34,33	1,75	1,28
800	β	18,79	51,19	21,68	18,89	8,24
	α_2	14,61	72,97	24,30	0,88	1,84
	γ	66,60	62,33	34,68	1,77	1,22
600	λ	4,91	36,77	17,88	<0,01	45,34
	α_2	18,51	75,85	23,11	0,37	0,66
	γ	67,69	63,58	35,34	0,66	0,42
	σ	8,89	32,70	18,49	48,80	0,0
Сплав						

Система Ti–Al–Mo–V. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mo–2 мол. % V. Как видно из таблицы 28, при 1400 °С этот сплав является двухфазным ($\alpha+\beta$), при этом количество фазы β составляет около трети, а концентрации Mo и V в этой фазе несколько больше, чем в фазе α . При 1200 °С к этим фазам добавляется γ , количество которой составляет треть. При более низких температурах сплав также содержит три фазы: при 1000 °С α_2 , β и γ , а

при 800 и 600 °С – α_2 , γ и σ . Наибольшую концентрацию ванадия согласно расчету имеет фаза γ , а фаза σ , обогащенная молибденом, совсем не содержит ванадий.

Таблица 28 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mo-2V (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mo	V
1400	α	49,40	62,71	32,12	2,83	2,35
	β	50,59	60,96	29,41	6,83	2,80
1200	α	56,85	64,08	29,22	3,92	2,78
	β	12,96	58,28	26,08	12,32	3,32
	γ	30,19	59,09	35,60	3,42	1,88
1000	β	23,24	57,83	23,59	14,22	4,36
	α_2	13,13	71,02	25,42	1,08	2,47
	γ	63,63	61,38	34,45	2,22	1,95
800	σ	7,36	35,39	20,43	44,17	0,00
	α_2	28,69	72,01	23,92	1,04	3,04
	γ	63,95	60,29	34,99	2,05	2,67
600	σ	8,44	31,37	17,94	50,69	0,00
	α_2	26,03	74,33	22,70	0,42	2,55
	γ	65,53	60,78	35,58	0,72	2,92
Сплав						

Система Ti–Al–Mo–Zr. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mo–2 мол.% Zr. Из таблицы 29 следует, что при 1400 °С этот сплав является двухфазным ($\alpha+\beta$), а при 1200 °С трехфазным ($\alpha+\beta+\gamma$). При более низких температурах сплав также содержит три фазы: при 1000 °С – α_2 , β и γ , а при 800 и 600 °С – α_2 , γ и σ . Фаза σ , обогащенная молибденом, не содержит цирконий.

Таблица 29 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mo-2Zr (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mo	Zr
1400	α	44,52	61,56	31,53	2,72	4,19
	β	55,48	59,80	28,99	6,39	4,79
1200	α	43,75	63,73	28,11	3,74	4,41
	β	16,29	58,22	25,34	11,65	4,78
	γ	39,95	58,11	34,29	3,06	4,54
1000	β	20,35	57,17	22,83	15,15	4,85
	α_2	12,14	70,66	25,06	1,17	3,09
	γ	67,51	59,80	33,24	2,27	4,68
800	σ	7,51	35,74	20,16	44,09	0,00
	α_2	26,19	71,80	23,79	0,95	3,46
	γ	66,29	58,97	33,76	1,81	5,46
600	σ	8,35	31,44	17,82	50,74	0,00
	α_2	24,79	73,66	22,65	0,37	3,32
	γ	66,86	59,38	34,43	0,65	5,54
Сплав						

Система Ti–Al–Mo–Mn. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mo–2 мол. % Mn. Как видно из таблицы 30, этот сплав при всех температурах кроме 600 °C содержит фазу β , в которой в основном концентрируется молибден (и в меньшей степени марганец). При 1400 °C он является двухфазным ($\alpha + \beta$), а при 1200 °C трехфазным, в результате появления фазы γ . При 1000 и 800 °C данный сплав содержит фазы α_2 , β и γ , причем основу составляет фаза γ . При 600 °C вместо фазы β он содержит фазу σ , которая отличается повышенным содержанием молибдена. Доля этой фазы превышает 8 масс. %.

Таблица 30 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mo-2Mn (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _М , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mo	Mn
1400	α	35,49	62,82	32,43	2,58	2,17
	β	65,51	61,08	29,72	6,09	3,11
1200	α	22,65	65,52	28,80	3,19	2,48
	β	29,02	60,21	25,81	9,91	4,07
	γ	48,33	60,79	34,48	2,58	2,14
1000	β	25,53	58,85	23,16	13,32	4,66
	α_2	0,32	72,11	25,47	0,97	1,44
	γ	74,15	62,63	33,29	19,46	2,13
800	β	14,59	50,29	20,84	22,41	6,45
	α_2	10,81	73,72	24,11	0,99	1,18
	γ	74,59	62,19	33,55	1,97	2,29
600	β					
	α_2	13,62	75,62	22,81	0,41	1,16
	γ	78,03	62,48	33,43	0,73	3,35
	σ	8,35	31,67	17,76	50,57	<0,01
Сплав						

Система Ti–Al–Mo–W. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mo–1 мол. % W. Из таблицы 31 видно, что этот сплав при всех температурах содержит фазу β , в которой в основном концентрируются молибден и вольфрам. При 1400 °С он является двухфазным ($\alpha+\beta$), а при 1200 °С трехфазным, в результате появления фазы γ . При 1000 °С и 800 °С данный сплав содержит фазы α_2 , β и γ , причем основу составляет фаза γ . При 600 °С сплав становится четырехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$) за счет появления фазы σ , которая отличается повышенным содержанием молибдена при отсутствии в ней вольфрама. Доля этой фазы составляет 8 масс. % (таблица 31). Вольфрам в основном находится в фазе β , где его концентрация превышает 90 масс. %.

Таблица 31 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mo-1W (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mo	W
1400	α	26,19	63,49	32,32	23,56	1,83
	β	73,81	60,15	28,85	5,54	5,46
1200	α	21,11	66,15	28,61	2,79	2,44
	β	36,24	57,63	24,25	8,74	9,38
	γ	43,65	61,49	34,87	2,23	1,41
1000	β	26,57	53,26	20,78	12,82	13,14
	α_2	8,03	71,91	25,44	0,94	1,70
	γ	65,40	62,85	33,94	1,87	1,34
800	β	4,34	1,34	0,13	7,75	90,79
	α_2	23,27	74,02	24,26	0,93	0,79
	σ	7,00	36,99	20,83	42,18	0,00
	γ	65,39	62,94	34,64	1,83	0,59
600	β	4,75	0,80	0,03	6,79	92,19
	α_2	21,33	73,30	23,13	0,37	0,19
	σ	7,99	33,00	18,57	48,43	0,00
	γ	65,94	63,82	35,40	0,64	0,13
Сплав						

Система Ti–Al–Mo–Si. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mo–1 мол. % Si. Как видно из таблицы 32, этот сплав при 1400 °C является двухфазным ($\alpha+\beta$), а при 1200 °C и более низких температурах четырехфазным: при 1200 °C - $\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, при 1000 °C - $\alpha_2+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, а при 800 и 600 °C - $\alpha_2+\gamma+\sigma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$. Кремний в основном входит в состав силицида титана. В этой фазе также содержится небольшое количество алюминия и молибдена. Максимальное количество соединения Ti_5Si_3 составляет 3 масс. %. Растворимость кремния в фазе σ отсутствует.

Таблица 32 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mo-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mo	Si
1400	α	76,30	63,99	31,60	3,68	0,73
	β	23,69	61,73	28,81	8,79	0,66
1200	α	35,77	66,83	28,45	4,22	0,50
	β	12,23	60,81	25,39	13,18	0,61
	γ	50,83	61,51	34,61	34,22	0,46
	Ti ₅ Si ₃	1,17	71,95	6,00	2,52	19,52
1000	β	13,69	58,18	22,96	18,68	0,18
	α_2	8,68	72,97	25,42	1,39	0,22
	Ti ₅ Si ₃	2,82	72,34	5,61	2,06	19,99
	γ	74,81	62,98	34,00	2,88	0,15
800	σ	8,06	37,04	20,85	42,11	0,00
	α_2	17,00	74,65	24,34	0,92	0,08
	Ti ₅ Si ₃	3,14	72,99	4,18	1,26	21,56
	γ	71,70	63,33	34,82	1,81	0,03
600	σ	8,99	33,02	18,58	48,40	0,00
	α_2	16,15	76,46	23,15	0,37	0,02
	γ	71,79	63,90	34,45	0,64	<0,01
	Ti ₅ Si ₃	3,05	73,68	2,61	0,42	23,29
Сплав						

Система Ti–Al–Cr–V. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Cr–2 мол. % V. Как видно из таблицы 33, при 140 °C этот сплав является однофазным (α), а при 1200 °C - двухфазным ($\alpha + \beta$). При 1000 °C сплав содержит фазы α_2 , β и γ . При 800 и 600 °C он также трехфазный, но вместо фазы β появляется фаза Лавеса, обогащенная хромом (при 600 °C более 45 масс. %). Наименьшая концентрация этого элемента в фазе γ (менее 0,5 масс. %). Концентрации ванадия в разных фазах отличаются в гораздо меньшей степени.

Таблица 33 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Cr-2V (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Cr	V
1400	α	100,0	63,23	31,44	2,69	2,64
1200	α	78,39	64,14	30,08	2,95	2,84
	γ	21,61	59,92	36,39	1,77	1,92
1000	β	4,49	58,49	24,90	10,37	6,24
	α_2	32,23	68,78	25,58	2,88	2,77
	γ	63,27	60,74	34,89	2,05	2,32
800	λ	2,05	36,87	18,07	44,33	0,73
	α_2	30,75	70,68	24,06	2,39	2,87
	γ	67,20	60,63	35,22	1,56	2,59
600	λ	4,85	36,70	17,65	45,17	0,48
	α_2	25,67	74,05	22,76	0,72	2,47
	γ	69,49	61,08	35,61	0,46	2,85
Сплав			63,23	31,44	2,69	2,64

Система Ti–Al–Cr–Zr. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Cr–2 мол. % Zr. Как видно из таблицы 34, при 1400 °C этот сплав является однофазным (α), а при 1200 и 1000 °C двухфазным: $\alpha+\gamma$ и $\alpha_2+\gamma$ соответственно. При 800 и 600 °C сплав становится трехфазным, т.к. появляется фаза Лавеса, обогащенная хромом (при 600 °C более 45 масс.%). Следует отметить, что в фазе γ концентрация этого элемента наименьшая (менее 0,5 масс. %). С другой стороны, цирконий в наибольшем количестве содержится именно в этой фазе (более 5 масс. %).

Таблица 34 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Cr-2Zr (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Cr	Zr
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	100,0	61,94	30,79	2,64	4,63
1200	α	67,95	63,55	28,86	3,02	4,56
	γ	32,05	58,52	34,89	1,82	4,76

Продолжение таблицы 34

1	2	3	4	5	6	7
1000	α_2	32,86	68,12	25,21	3,29	3,38
	γ	67,14	58,91	33,53	2,32	5,24
800	λ	2,24	36,37	18,10	44,51	1,02
	α_2	28,28	70,48	23,93	2,26	3,33
	γ	69,48	59,29	34,00	1,44	5,27
600	λ	4,81	36,40	17,70	45,27	0,62
	α_2	24,48	73,38	22,70	0,68	3,24
	γ	70,71	59,71	34,49	0,42	5,38
Сплав			61,94	30,79	2,64	4,63

Система Ti–Al–Cr–W. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Cr–1 мол.% W. Из таблицы 35 следует, что при всех температурах в нем присутствует фаза β . При 1400 °C этот сплав является двухфазным ($\alpha+\beta$), причем количество фазы β составляет около трети. При этом концентрации вольфрама в этой фазе заметно больше, чем в фазе α . При 1200 °C к этим фазам добавляется γ (содержание W в этой фазе меньше, чем в сплаве), количество которой составляет почти половину. При 1000 °C сплав становится четырехфазным ($\alpha_2+\beta+\beta_2+\gamma$), а количество фазы γ достигает 65 масс. %. Хотя количество фазы β при 600 °C невелико (немногим более 3 масс. %), именно в ней преимущественно располагается молибден (более 45 масс. %). При 800 и 600 °C этот сплав также четырехфазный $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$. Практически весь вольфрам находится в фазе β (более 99 масс. %), его концентрация в остальных фазах не превышает 0,5 масс. %

Таблица 35 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Cr-1W (мол. %) при характерных температурах

Т, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Cr	W
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	65,97	63,40	31,55	2,31	2,73
	β	34,03	60,37	28,22	3,18	8,23

Продолжение таблицы 35

1	2	3	4	5	6	7
1200	α	60,44	64,22	28,88	2,79	4,11
	β	8,44	55,08	23,83	4,66	16,42
	γ	31,12	60,76	35,19	1,69	2,36
1000	β	0,84	1,39	0,14	0,36	98,11
	β_2	11,01	52,77	20,99	7,84	18,39
	α_2	22,99	69,63	25,48	2,05	2,38
	γ	65,16	62,21	34,14	1,78	1,86
800	β	3,95	1,03	0,05	0,34	98,59
	α_2	25,26	72,54	24,35	2,21	0,90
	λ	2,35	36,40	18,12	44,21	1,27
	γ	68,43	63,05	34,83	1,45	0,66
600	β	4,48	0,69	<0,01	0,12	99,17
	λ	4,81	36,68	17,87	45,22	0,23
	α_2	21,04	75,96	23,17	0,65	0,22
	γ	69,67	64,01	35,43	0,41	0,15
Сплав						

Система Ti–Al–Cr–Si. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Cr–1 мол. % Si. Как видно из таблицы 36, при 1400 °C этот сплав является α -однофазным, а при 1200 и 1000 °C трехфазным: $\alpha + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$ и $\alpha_2 + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$ соответственно. При 800 и 600 °C он становится четырехфазным ($\alpha_2 + \gamma + \lambda + \text{Ti}_5\text{Si}_3$) за счет появления фазы Лавеса, количество которой достигает 5 масс. %. Хром находится в основном в этой фазе, а кремний в соединении Ti_5Si_3 .

Таблица 36 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Cr-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Cr	Si
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	100,0	64,90	31,65	2,71	0,73

Продолжение таблицы 36

1	2	3	4	5	6	7
1200	α	55,59	66,84	29,32	3,31	0,53
	Ti5Si3	1,17	71,65	6,04	2,55	19,76
	γ	43,23	62,23	35,34	1,95	0,48
1000	Ti5Si3	2,79	71,27	5,64	2,92	20,16
	α_2	23,89	70,58	25,69	3,49	0,39
	γ	73,31	62,81	34,59	2,45	0,15
800	λ	2,53	36,95	18,35	44,71	0,00
	Ti5Si3	3,18	72,50	4,22	1,62	21,65
	α_2	18,68	73,22	24,45	2,45	0,08
	γ	75,60	63,46	35,03	1,46	0,04
600	λ	5,04	36,77	17,91	45,31	0,00
	α_2	15,62	76,13	23,19	0,66	0,02
	Ti5Si3	3,11	73,68	2,62	0,37	23,32
	γ	76,22	64,10	35,48	0,41	<0,01
Сплав			64,90	31,65	2,71	0,73

Система Ti–Al–V–Zr. Рассчитывали сплав Ti-45 мол. % Al-2 мол. % V-2 мол. % Zr. Как видно из таблицы 37, при 1400 °С этот сплав является α -однофазным, а при более низких температурах двухфазным. При 1200 °С он содержит фазы α и γ , а при 1000-600 °С: α_2 и γ . Концентрации ванадия и циркония в этих фазах не сильно различаются.

Таблица 37 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2V-2Zr (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	V	Zr
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	100,0	61,97	30,81	2,59	4,63
1200	α	70,88	63,49	28,99	2,89	4,61
	γ	29,12	58,25	35,23	1,85	4,67
1000	α_2	34,54	68,42	24,98	3,09	3,51
	γ	65,46	58,57	33,89	2,32	5,22

Продолжение таблицы 37

1	2	3	4	5	6	7
800	α_2	33,23	69,97	23,64	2,96	3,43
	γ	66,77	57,99	34,38	2,39	5,23
600	α_2	31,49	71,82	22,32	2,52	3,34
	γ	68,51	57,44	34,72	2,61	5,22
Сплав			61,97	30,81	2,59	4,63

Система Ti–Al–V–Mn. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % V–2 мол.% Mn. Из таблицы 38 видно, что при 1400 °С этот сплав является α –однофазным, а при более низких температурах двухфазным: $\alpha+\gamma$ при 1200 °С и $\alpha_2+\gamma$ при 1000–600 °С. Концентрация марганца в фазе γ несколько выше, чем в фазе α_2 , а ванадий распределяется между фазами примерно одинаково.

Таблица 38 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2V-2Mn (мол. %) при характерных температурах

T, °С	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	V	Mn
1400	α	100,0	63,13	31,39	2,63	2,84
1200	α	68,25	64,51	29,58	2,92	2,98
	γ	31,75	60,16	35,28	2,15	2,54
1000	α_2	25,75	69,63	25,25	2,99	2,13
	γ	74,25	60,88	33,52	2,51	3,09
800	α_2	23,43	71,67	23,34	2,81	1,68
	γ	76,57	60,52	33,70	2,58	3,19
600	α_2	21,21	74,04	22,52	2,32	1,12
	γ	78,79	60,19	33,78	2,72	3,03
Сплав			63,13	31,39	2,63	2,84

Система Ti–Al–V–W. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % V–1 мол. % W. Как видно из таблицы 39, при 1400 °С этот сплав содержит фазы α и β (первая является основой). При 1200 °С он также двухфазный, но вместо фазы β появляется γ . Вольфрам преимущественно находится в фазе α , доля которой при этой температуре составляет около 75 масс. %. При 1000–600 °С данный сплав содержит 3 фазы: α_2 , β и γ (доля последней

превышает 60 масс. %). При этих температурах практически весь вольфрам находится в фазе β . С другой стороны, ванадий примерно одинаково распределяется между этими фазами.

Таблица 39 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2V-1W (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	V	W
1400	α	78,96	63,18	31,19	2,44	3,19
	β	21,04	59,49	27,61	2,98	9,92
1200	α	74,68	63,27	28,76	2,78	5,19
	γ	25,32	59,85	35,37	1,88	2,90
1000	β	2,77	1,49	0,21	1,77	96,53
	α_2	33,45	69,47	25,21	2,92	2,41
	γ	63,78	61,35	34,49	2,39	1,77
800	β	4,06	1,08	0,09	2,32	96,51
	α_2	30,31	72,25	24,07	2,77	0,90
	γ	65,63	61,65	35,25	2,47	0,63
600	β	4,64	0,70	0,03	3,36	95,90
	α_2	27,87	74,69	22,81	2,27	0,21
	γ	67,49	61,57	35,67	2,61	0,14
Сплав						

Система Ti–Al–V–Si. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % V–1 мол. % Si. Из таблицы 40 видно, что при 1400 °C этот сплав является α -однофазным, а при более низких температурах трехфазным: $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ при 1200 °C и $\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ при 1000–600 °C. В последнем случае количество силицида титана составляет около 3 масс. %, именно в этой фазе находится практически весь кремний, а также большая часть ванадия.

Таблица 40 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2V-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	V	Si
1400	α	100,0	64,94	31,67	2,66	0,73
1200	α	57,46	67,07	29,49	2,99	0,44
	Ti ₅ Si ₃	1,46	66,45	4,75	7,78	21,02
	γ	41,08	61,91	35,67	2,00	0,42
1000	Ti ₅ Si ₃	2,71	63,69	3,85	10,55	21,91
	α_2	25,99	71,43	25,54	2,83	0,19
	γ	71,29	62,62	34,96	2,29	0,12
800	Ti ₅ Si ₃	2,98	60,83	2,34	13,42	23,42
	α_2	24,80	73,15	24,24	2,55	0,06
	γ	72,22	62,29	35,43	2,25	0,03
600	Ti ₅ Si ₃	2,95	57,70	24,68	16,55	1,06
	α_2	23,53	75,08	22,89	2,02	0,01
	γ	73,53	61,99	35,71	2,30	<0,01
Сплав			64,94	31,67	2,66	0,73

Система Ti–Al–Zr–Mn. Рассчитывали сплав Ti–5 мол. % Al–2 мол. % Zr–2 мол. % Mn. Как видно из таблицы 41, при 1400 °C этот сплав является α -однофазным, а при более низких температурах двухфазным: α + γ при 1200 °C и α_2 + γ при 1000–600 °C. Концентрации циркония и марганце в фазе γ несколько выше, чем концентрации этих элементов в фазе α_2 .

Таблица 41 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Zr-2Mn (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Zr	Mn
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	100,0	61,85	30,75	4,62	2,78
1200	α	56,59	63,94	28,36	4,70	3,00
	γ	43,40	59,11	33,87	4,52	2,49
1000	α_2	19,83	70,29	24,99	2,92	1,79
	γ	80,17	59,75	32,17	5,04	3,03

Продолжение таблицы 41

1	2	3	4	5	6	7
800	α_2	20,09	72,06	23,76	2,77	1,39
	γ	79,91	59,28	32,51	5,08	3,13
600	α_2	19,32	73,97	22,52	2,58	0,92
	γ	80,68	58,94	32,72	5,11	3,23
Сплав			61,85	30,75	4,62	2,78

Система Ti–Al–Zr–Si. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Zr–1 мол. % Si. Из таблицы 42 видно, что при 1400 °С этот сплав содержит только одну α фазу, а при 1200 °С к ней добавляются фазы γ и Ti_5Si_3 , а количество α фазы снижается вдвое. При 1000 °С рассматриваемый сплав становится четырехфазным ($\alpha_2 + \gamma + Ti_5Si_3 + TiZrSi$). При 800 и 600 °С фаза Ti_5Si_3 отсутствует, а сплав содержит 3 фазы (α_2 , γ и $TiZrSi$). Следует отметить, что соединения $TiZrSi$ и Ti_5Si_3 содержат сопоставимое количество Si и Zr. Однако если кремний практически отсутствует в интерметаллидных фазах, то концентрация циркония в них составляет несколько масс. %.

Таблица 42 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Zr-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Zr	Si
1	2	3	4	5	6	7
1400	α	100,0	63,60	31,02	4,66	0,72
1200	α	46,69	66,83	28,36	4,41	0,40
	Ti_5Si_3	1,61	55,38	2,14	21,28	21,19
	γ	51,70	60,94	34,32	4,37	0,37
1000	α_2	21,98	71,81	25,42	2,64	0,13
	Ti_5Si_3	2,41	49,34	0,97	28,13	21,55
	γ	75,09	61,87	33,84	4,19	0,11
	$TiZrSi$ #1	0,52	33,11	0,00	49,55	17,34
800	$TiZrSi$ #1	4,06	31,67	0,00	51,16	17,17
	α_2	21,67	73,82	24,34	1,81	0,03
	γ	74,27	62,37	34,66	2,95	0,02

Продолжение таблицы 42

1	2	3	4	5	6	7
600	α_2	21,37	75,39	23,02	1,59	<0,01
	γ	74,37	62,21	35,09	2,69	<0,01
	TIZRSI	4,26	28,78	0,00	54,40	16,82
Сплав			63,60	31,02	4,66	0,72

Система Ti–Al–Mn–W. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mn–1 мол.% W. Как видно из таблицы 43, этот сплав при всех температурах содержит фазу β , в которой в основном концентрируется вольфрам. При 1400 °C он является двухфазным ($\alpha+\beta$), а при 1200 °C трехфазным, в результате появления фазы γ . При 1000–600 °C данный сплав содержит фазы α_2 , β и γ , причем основу составляет фаза γ (около 80 масс. %). Фазы α_2 и γ содержат некоторое количество марганца (фаза γ несколько больше), в то время как концентрация вольфрама в этих интерметаллидных очень мала.

Таблица 43 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mn-1W (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mn	W
1400	α	65,63	63,38	31,54	2,38	2,71
	β	34,37	60,18	28,15	3,46	8,21
1200	α	47,12	64,77	28,41	2,73	4,09
	β	9,70	54,94	23,01	4,77	17,28
	γ	43,18	61,21	34,17	2,31	2,30
1000	β	2,88	1,68	0,21	2,18	95,92
	α_2	19,57	70,46	25,18	2,06	2,29
	γ	77,55	62,47	32,80	2,94	1,79
800	β	4,08	1,20	0,07	1,97	96,76
	α_2	17,72	73,39	24,11	1,63	0,86
	γ	78,20	62,95	33,37	3,04	0,64
600	β	4,57	0,80	0,02	1,71	97,47
	α_2	16,25	75,79	22,89	1,10	0,21
	γ	79,18	63,06	33,66	3,15	0,14
Сплав						

Система Ti–Al–Mn–Si. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–2 мол. % Mn–1 мол. % Si.

Из таблицы 44 видно, что при 1400 °С этот сплав является однофазным (α), а при 1200 °С и более низких температурах трехфазным, включая фазы γ и Ti_5Si_3 . При 1200 °С он содержит фазу α , а при 1000-600 °С – α_2 . Кремний в основном входит в состав силицида титана. Максимальное количество этого соединения составляет 3 масс. %.

Таблица 44 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-2Mn-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	Mn	Si
1400	α	100,0	64,81	31,60	2,86	0,73
1200	α	40,33	67,53	28,79	3,18	0,49
	Ti_5Si_3	1,34	73,99	5,79	0,15	20,05
	γ	58,33	62,71	34,14	2,69	0,45
1000	Ti_5Si_3	2,86	74,07	5,32	0,05	20,55
	α_2	10,57	72,21	25,43	2,14	0,22
	γ	86,57	63,59	33,22	3,04	0,14
800	Ti_5Si_3	3,17	74,07	3,99	0,01	21,92
	α_2	10,59	74,05	24,20	1,66	0,08
	γ	86,23	63,32	33,53	3,11	0,03
600	Ti_5Si_3	3,09	74,04	2,53	<0,01	23,43
	α_2	10,41	75,96	22,91	1,11	0,02
	γ	86,49	63,13	33,69	3,17	<0,01
Сплав			64,81	31,60	2,86	0,73

Система Ti–Al–W–Si. Рассчитывали сплав Ti–45 мол. % Al–1 мол. % W–1 мол. % Si.

Как видно из таблицы 45, этот сплав является при 1400 °С двухфазным ($\alpha+\beta$), при этом основой является α фаза. Концентрация вольфрама в фазе β примерно в 3 раза больше (чем в α), а кремний распределяется между этими фазами примерно одинаково. При 1200 °С фаза β отсутствует, но появляется силицид титана и фаза γ , доля которой составляет почти половину. При 1000 °С более низких температурах сплав становится четырехфазным $\alpha_2+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$. Кремний в основном входит в состав силицида титана. Максимальное количество этого

соединения составляет 3 масс. %. Вольфрам практически полностью входит в фазу β , доля которой при 600 °C составляет 4,5 масс. %.

Таблица 45 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-1W-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , масс. %	Содержание элементов, % (масс.)			
			Ti	Al	W	Si
1400	α	98,77	64,08	30,68	4,53	0,71
	β	12,28	59,08	26,65	13,70	0,56
1200	α	50,18	65,76	27,83	5,92	0,49
	Ti5Si3	1,15	74,14	5,86	0,00	19,99
	γ	48,67	61,99	34,10	3,43	0,48
1000	β	2,88	1,39	0,12	98,49	<0,01
	α_2	19,90	72,14	25,44	2,22	0,19
	Ti5Si3	2,71	74,13	5,44	0,00	20,42
	γ	74,50	63,90	34,11	1,83	0,15
800	β	4,03	1,03	0,04	98,93	<0,01
	α_2	19,11	74,61	24,43	0,87	0,08
	Ti5Si3	3,06	74,09	4,11	0,00	21,79
	γ	73,79	64,30	35,01	0,65	0,04
600	β	4,52	0,69	<0,01	99,29	<0,01
	α_2	18,68	76,56	23,21	0,22	0,02
	Ti5Si3	3,00	74,04	2,59	0,00	23,36
	γ	73,79	64,32	35,53	0,14	<0,01
Сплав						

3.2.4 Фазовые превращения в четверных сплавах

Результаты расчета характерных температур четверных гамма-сплавов, содержащих ниобий, приведены в таблицах 46-52. Они позволяют проанализировать влияние четвертого элемента на температуры ликвидуса и солидуса при постоянных концентрациях алюминия (40 и 45 мол. %) и ниобия (5 мол. %). Параметры кристаллизации для базовых тройных сплавов (Ti-40 мол. % Al-5 мол. % Nb и Ti-45 мол. % Al-5 мол. % Nb) даны в Приложении Б, таблице Б1. Ниже приведены комментарии для конкретных четверных систем Ti-Al-Nb-X.

Система Ti–Al–Nb–Mo. Рассчитывали сплавы, содержащие 1, 2 и 4 мол. % Mo. Из таблицы 46 видно, что при 40 мол. % Al повышение концентрации молибдена с 1 до 4 мол. % повышает ликвидус на 3 °C, но снижает солидус на 10 °C, что увеличивает величину ΔT_S на 14 °C. Неравновесный солидус и величина ΔT_{NS} снижаются примерно в той же степени. При 45 мол. % Al уменьшение T_S более существенно (16 °C), а (T_{NS}), наоборот, слабее (5 °C). Из таблицы 46 следует, что плавка гамма сплавов системы Ti–Al–Nb–Mo требует температуры выше 1600–1650 °C, а термическая обработка – ниже 1300–1350 °C. Поскольку молибден мало увеличивает интервал кристаллизации (ΔT_{NS}), то можно считать, что этот элемент не должен оказывать отрицательного влияния на литейные свойства гамма-сплавов, содержащих одну добавку ниобия.

Таблица 46 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb–Mo при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %			T_L , °C	T_S , °C	ΔT , °C	T_{NS} , °C	ΔT_{NS} , °C
	Al	Nb	Mo					
1	40	5	1	1656	1589	67	1331	325
2	40	5	2	1657	1586	71	1321	336
3	40	5	4	1660	1579	81	1319	341
4	45	5	1	1603	1491	112	1392	211
5	45	5	2	1602	1485	117	1389	213
6	45	5	4	1603	1473	130	1387	216

Система Ti–Al–Nb–Cr. Рассчитывали сплавы, содержащие 1, 2 и 4 мол. % Cr. Из таблицы 47 видно, что при 40 мол. % Al повышение концентрации хрома с 1 до 4 мол. % сильно снижает как ликвидус (на 41 °C), так и солидус (на 68 °C). При 45 мол. % Al уменьшение величин T_S и T_S примерно такое же: на 45 и 67 °C соответственно. Неравновесный солидус сплавов этой системы существенно ниже по сравнению с четверными сплавами с молибденом (см. выше). Следствие этого является более высокие значения ΔT_{NS} (до 450 °C), что предполагает пониженные литейные свойства, а также ограничение по максимальной температуре термообработки.

Таблица 47 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb–Cr при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %			$T_L, ^\circ\text{C}$	$T_S, ^\circ\text{C}$	$\Delta T, ^\circ\text{C}$	$T_{NS}, ^\circ\text{C}$	$\Delta T_{NS}, ^\circ\text{C}$
	Al	Nb	Cr					
1	40	5	1	1642	1563	79	1192	450
2	40	5	2	1628	1537	91	1246	382
3	40	5	4	1601	1495	106	1216	385
4	45	5	1	1589	1477	112	1235	354
5	45	5	2	1574	1453	121	1210	364
6	45	5	4	1546	1410	136	1179	367

Система Ti–Al–Nb–V. Рассчитывали сплавы, содержащие 1, 2 и 4 мол. % V. Из таблицы 48 видно, что при 40 мол. % Al повышение концентрации ванадия с 1 до 4 мол. % повышает как ликвидус (на 19 °C), так и солидус (на 14 °C). При 45 мол. % Al повышение величин T_L и T_S примерно такое же: на 24 и 16 °C соответственно. С другой стороны, при таком же увеличении концентрации ванадия неравновесный солидус меняется незначительно, что обуславливает некоторый рост величины ΔT_{NS} .

Таблица 48 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb–V при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %			$T_L, ^\circ\text{C}$	$T_S, ^\circ\text{C}$	$\Delta T, ^\circ\text{C}$	$T_{NS}, ^\circ\text{C}$	$\Delta T_{NS}, ^\circ\text{C}$
	Al	Nb	V					
1	40	5	1	1663	1598	65	1428	235
2	40	5	2	1669	1603	66	1428	241
3	40	5	4	1682	1612	70	1427	255
4	45	5	1	1612	1503	109	1399	213
5	45	5	2	1620	1508	112	1397	223
6	45	5	4	1636	1519	117	1394	242

Система Ti–Al–Nb–Zr. Рассчитывали сплавы, содержащие 1, 2 и 4 мол. % Zr. Из таблицы 49 видно, что при 40 мол. % Al повышение концентрации циркония с 1 до 4 мол. % в

отличие от ванадия снижает как ликвидус (на 18 °C), так и солидус (на 25 °C). При 45 мол. % Al снижение величин T_L и T_S примерно такое же: на 20 и 31 °C соответственно. С другой стороны, при таком же увеличении концентрации ванадия неравновесный солидус меняется незначительно, что приводит к некоторому снижению величины ΔT_{NS} . Из результатов расчета следует, что цирконий не должен ухудшать литейные свойства по сравнению с тройными гамма-сплавами типа TNB.

Таблица 49 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb–Zr при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %			T_L , °C	T_S , °C	ΔT , °C	T_{NS} , °C	ΔT_{NS} , °C
	Al	Nb	Zr					
1	40	5	1	1650	1585	65	1338	312
2	40	5	2	1644	1577	87	1416	228
3	40	5	4	1632	1560	72	1397	235
4	45	5	1	1597	1492	105	1399	198
5	45	5	2	1591	1481	110	1396	195
6	45	5	4	1577	1461	116	1396	181

Система Ti–Al–Nb–Mn. Рассчитывали сплавы, содержащие 1, 2 и 4 мол. % Mn. Из таблицы 50 видно, что при 40 мол. % Al повышение концентрации марганца с 1 до 4 мол. % достаточно сильно снижает как ликвидус (на 48 °C), так и солидус (на 30 °C). При 45 мол. % Al снижение величин T_L и T_S точно такое же.

Таблица 50 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb–Mn при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %			T_L , °C	T_S , °C	ΔT , °C	T_{NS} , °C	ΔT_{NS} , °C
	Al	Nb	Mn					
1	40	5	1	1589	1490	99	1327	262
2	40	5	2	1576	1479	97	1387	189
3	40	5	4	1551	1460	91	1369	182
4	45	5	1	1589	1490	99	1375	214
5	45	5	2	1576	1479	97	1352	224
6	45	5	4	1551	1460	91	1336	215

Система Ti–Al–Nb–W. Рассчитывали сплавы, содержащие 0,5, 1 и 2 мол. % W. Из таблицы 51 видно, что при 40 мол. % Al повышение концентрации вольфрама с 1 до 2 мол. % заметно повышает ликвидус (на 31 °C) и незначительно солидус (на 6 °C). При 45 мол. % Al повышение величин T_L и T_S почти такое же: на 32 и 5 °C соответственно. С другой стороны, при таком же увеличении концентрации вольфрама происходит заметное снижение неравновесного солидуса при 45 мол. % Al, но малое его изменение при 40 мол. % Al. В целом, добавка вольфрама увеличивает интервал кристаллизации, что предполагает ухудшение литейных свойств гамма-сплавов.

Таблица 51 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb–W при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %			T_L , °C	T_S , °C	ΔT , °C	T_{NS} , °C	ΔT_{NS} , °C
	Al	Nb	W					
1	40	5	0,5	1666	1596	70	1340	326
2	40	5	1	1677	1598	79	1339	338
3	40	5	2	1697	1603	94	1338	359
4	45	5	0,5	1614	1499	115	1392	222
5	45	5	1	1625	1501	124	1383	242
6	45	5	2	1646	1504	142	1366	280

Система Ti-Al-Nb-Si. Рассчитывали сплавы, содержащие 0,5, 1 и 2 мол. % Si. Из таблицы 52 видно, что при 40 мол. % Al повышение концентрации кремния с 0,5 до 2 мол. % достаточно сильно снижает как ликвидус (на 36 °C), так и, особенно, солидус (на 76 °C). При 45 мол. % Al снижение величин T_L и T_S так же достаточно сильное: на 32 и 44 °C соответственно. При таком же увеличении концентрации кремния происходит и заметное снижение величины T_{NS} : на 27 °C при 40 мол. % Al и на 32 °C при 45 мол. % Al. Из таблицы 52 следует, что при 40 мол. % Al кремний значительно уменьшает интервал кристаллизации (ΔT_{NS}), но мало влияет на него при 45 мол. % Al

Таблица 52 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb–Si при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %			T_L , °C	T_S , °C	ΔT , °C	T_{NS} , °C	ΔT_{NS} , °C
	Al	Nb	Si					
1	40	5	0,5	1645	1570	57	1299	346
2	40	5	1	1633	1546	87	1381	252
3	40	5	2	1609	1494	115	1372	237
4	45	5	0,5	1590	1492	98	1353	237
5	45	5	1	1577	1482	95	1340	237
6	45	5	2	1548	1448	100	1321	227

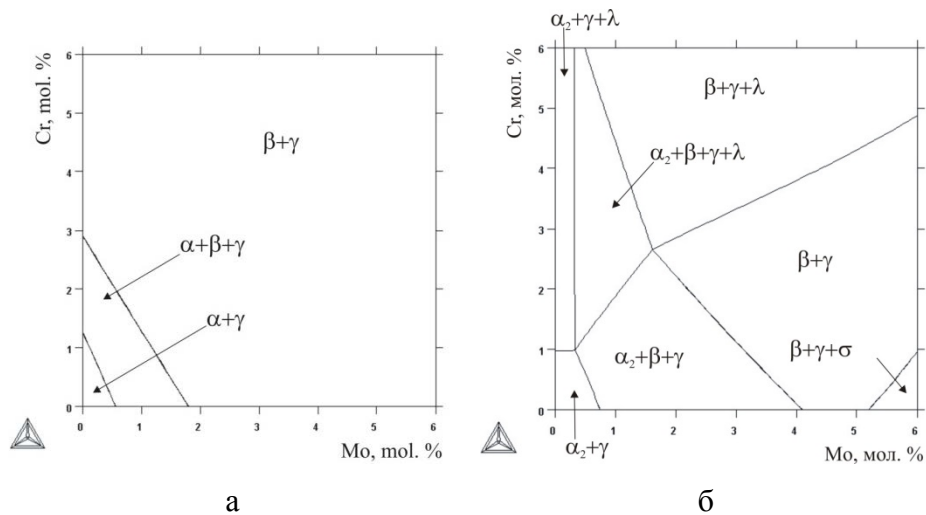
3.3 Расчетный анализ пятерных систем

Многие марочные гамма-сплавы содержат (помимо титана и алюминия) не менее 3-х легирующих элементов (X, Y, Z). Поэтому для анализа их фазового состава требуется обратиться к пятерным системам типа Ti–Al–X–Y–Z. Последние имеют еще более сложное строение по сравнению с четверными системами, рассмотренными в предыдущей главе, а их графическая визуализация еще более затруднительна. В частности, политермические разрезы пятерных систем содержат настолько много фазовых областей, что изображение даже одного из них требует нескольких рисунков. В ряде систем, как это и следует из общих закономерностей, выявляются 5-фазные области и 6-фазные невариантные реакции. Из-за чрезвычайной загруженности политермических разрезов в данной главе они не приводятся. Следует также принять во внимание, что для анализа только одной системы с помощью политермических разрезов, их количество должно составлять не менее 12 (только при одной постоянной

концентрации каждого из элементов, включая алюминий). С другой стороны, изотермические разрезы не сильно отличаются по количеству фазовых областей от аналогичных разрезов четверных систем. Поскольку общее количество комбинаций X, Y и Z при 8 элементах слишком велико (даже при одной постоянной концентрации каждого из элементов составляет 168), то в данной главе представлены разрезы, рассчитанные только при 45 мол. % Al и 5 мол. % Nb. То же относится и количественному анализу пятерных сплавов, поэтому рассчитывали только сплавы при данных концентрациях алюминия и ниобия.

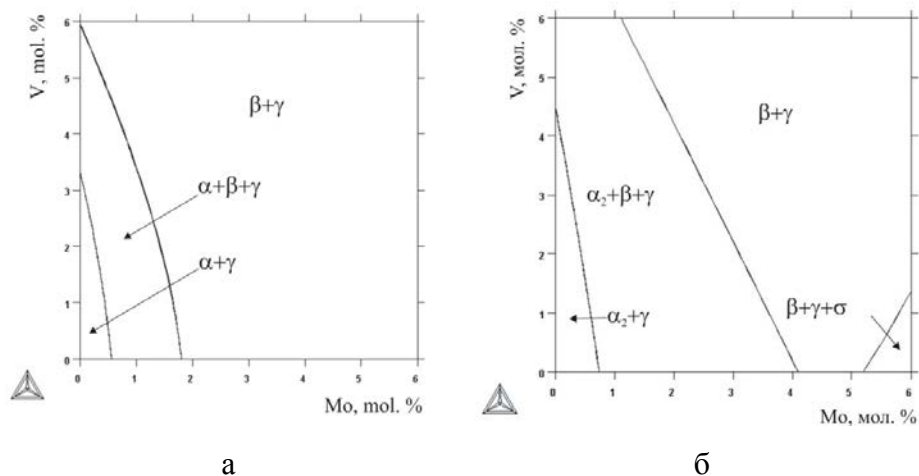
3.3.1 Изотермические разрезы пятерных систем

На рисунках 65-81 приведены изотермические разрезы пятерных систем Ti–Al–Nb–X–Y, рассчитанные при постоянной концентрации алюминия (45 мол. %) и ниобия (5 мол. %). Разрезы рассчитывали при тех же температурах (1200 и 800 °C), что и разрезы тройных и четверных систем. Изотермические разрезы пятерных систем позволяют оценить совместное влияние двух элементов X и Y (Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si) на фазовый состав базового гамма-сплава Ti – 45 мол. % Al – 5 мол. % Nb при данных температурах. Ниже рассматриваются особенности конкретных разрезов.



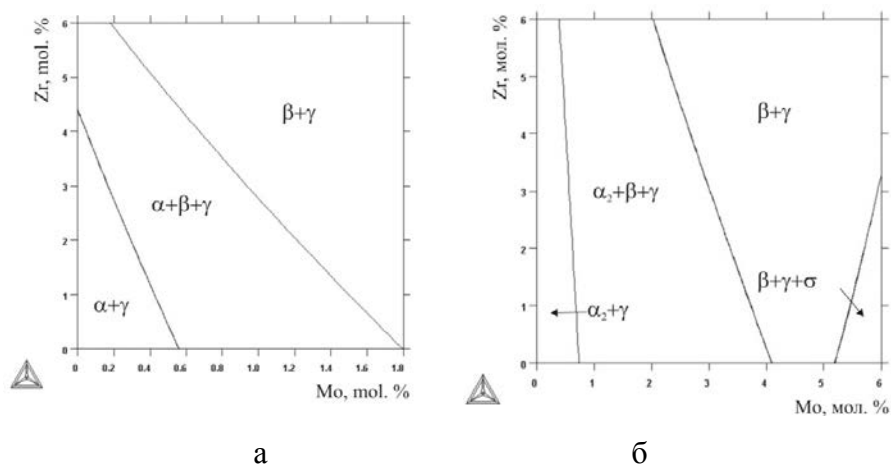
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 65 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo–Cr при 45 мол. % Al и 5 мол. % Nb



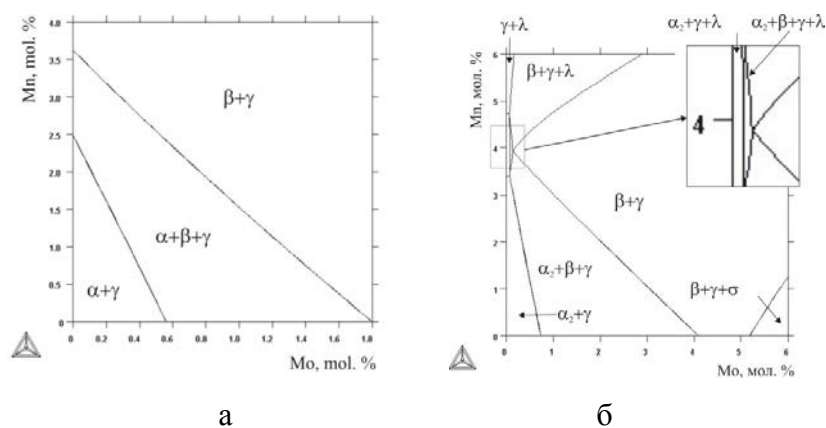
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 66– Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo–V при 45 мол. % Al и 5 мол. % Nb



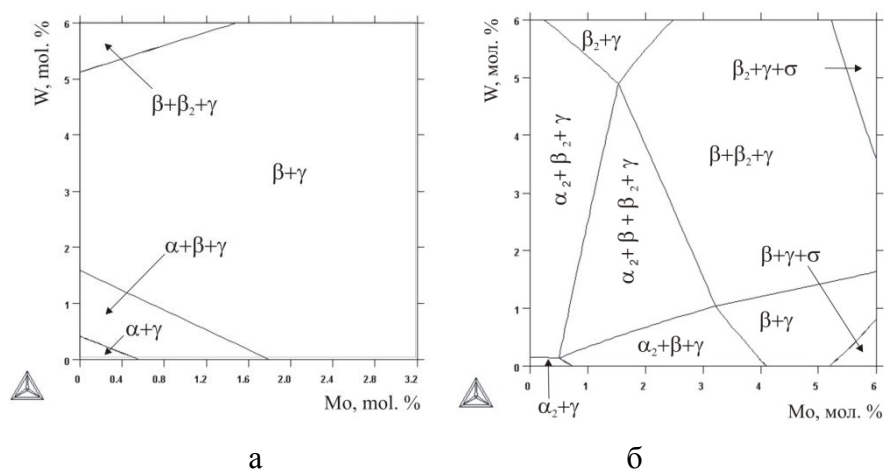
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 67 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo–Zr при 45 мол. % Al и 5 мол. %Nb



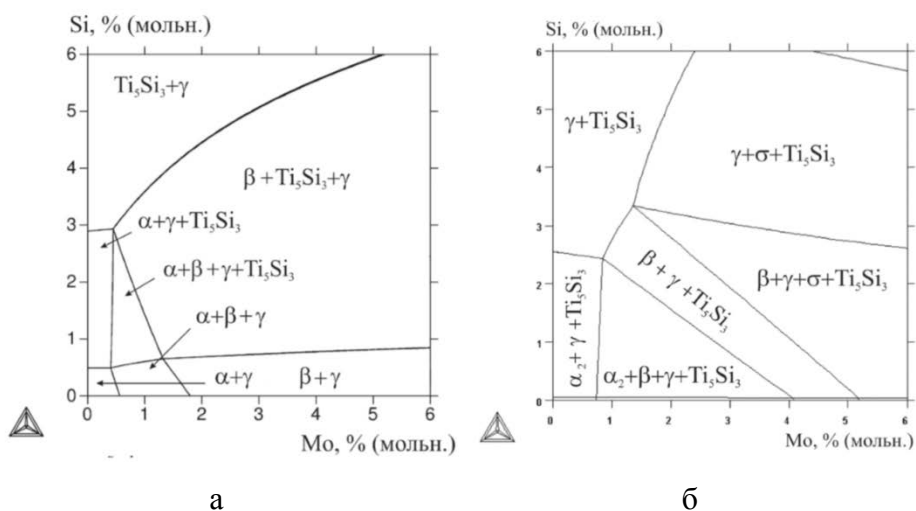
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 68 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo–Mn при 45 мол.% Al и 5 мол.%Nb



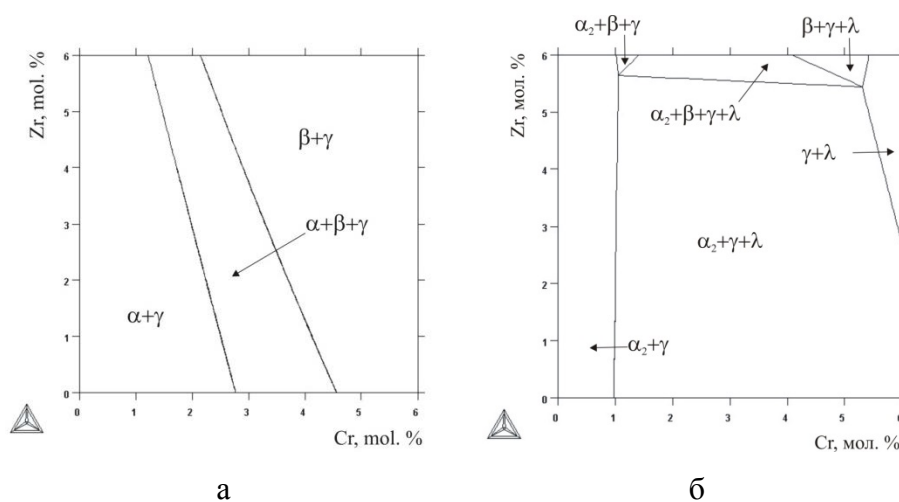
а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 69 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo–W при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 70 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo–Si при 45 мол. % Al и 5 мол.% Nb



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 71 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Cr–Zr при 45 мол. % Al и 5 мол.% Nb

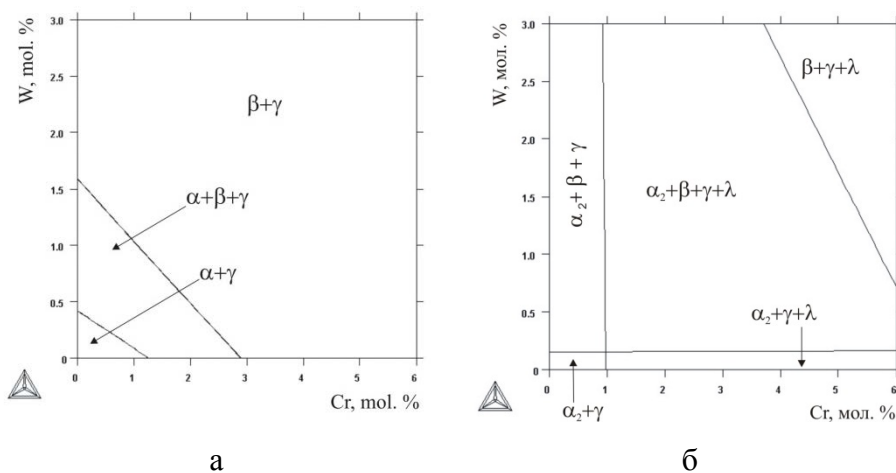


Рисунок 72 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Cr–W при 45 мол. % Al и 5 мол.% Nb

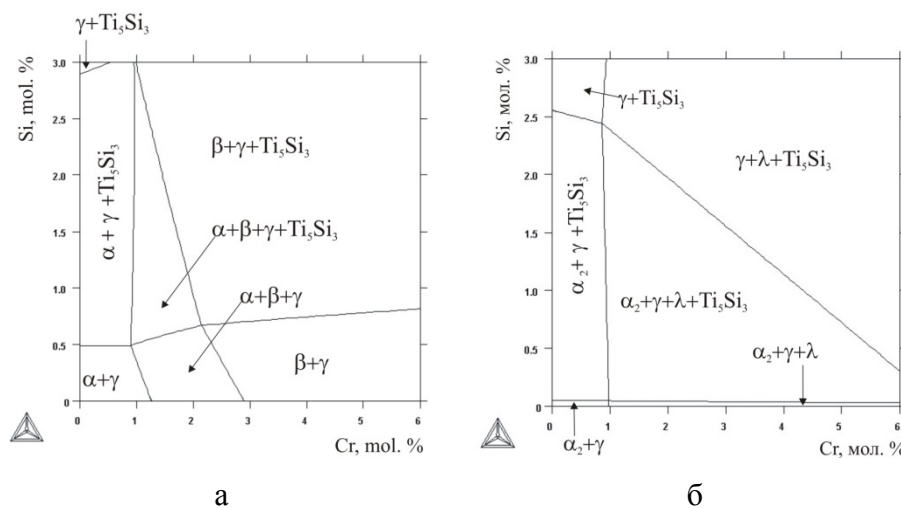


Рисунок 73 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Cr–Si при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb

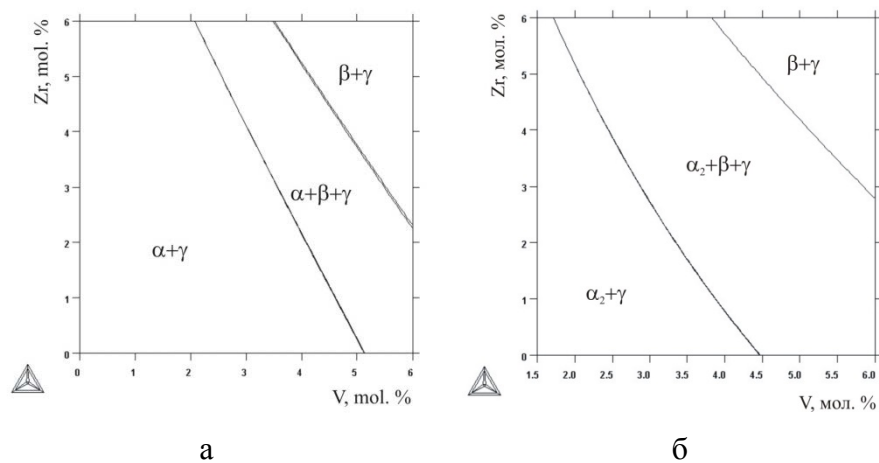
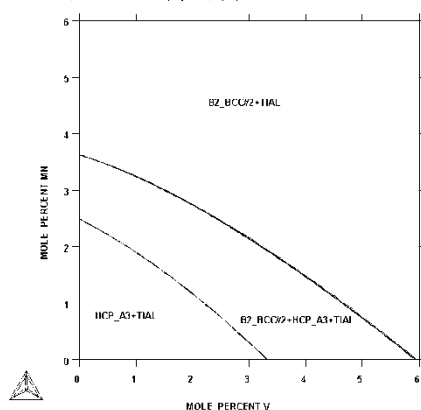
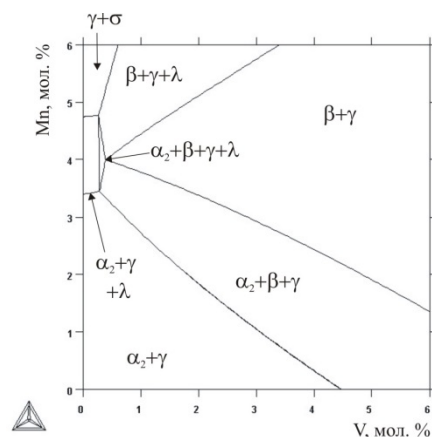


Рисунок 74 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–V–Zr при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb



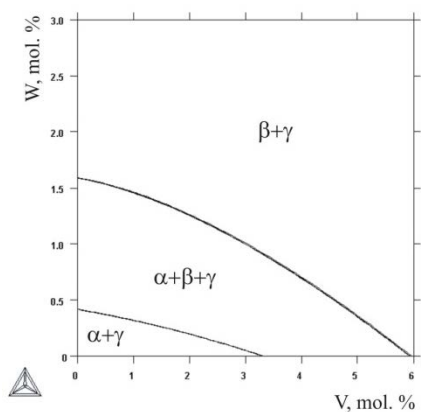
a



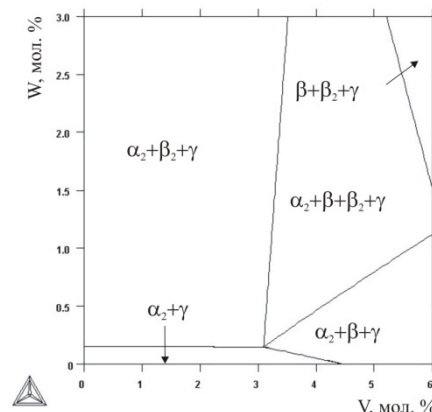
6

а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 75 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–V–Mn при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb



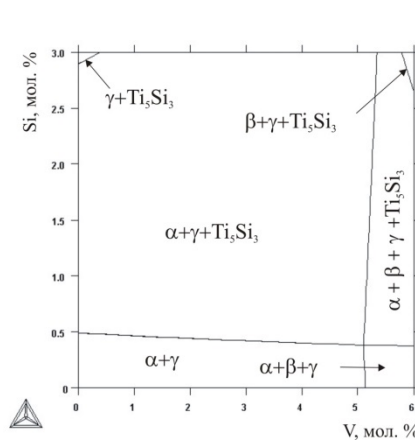
a



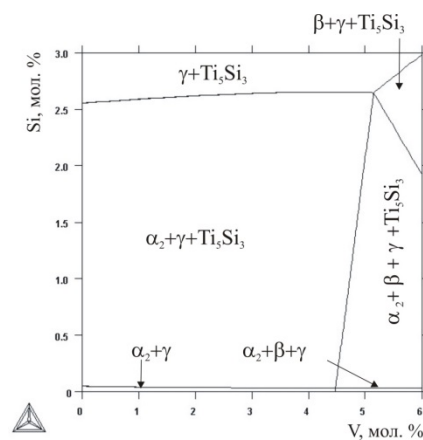
6

а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 76 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–V–W при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb



a



6

а) при 1200 °С; б) при 800 °С

Рисунок 77 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–V–Si при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb

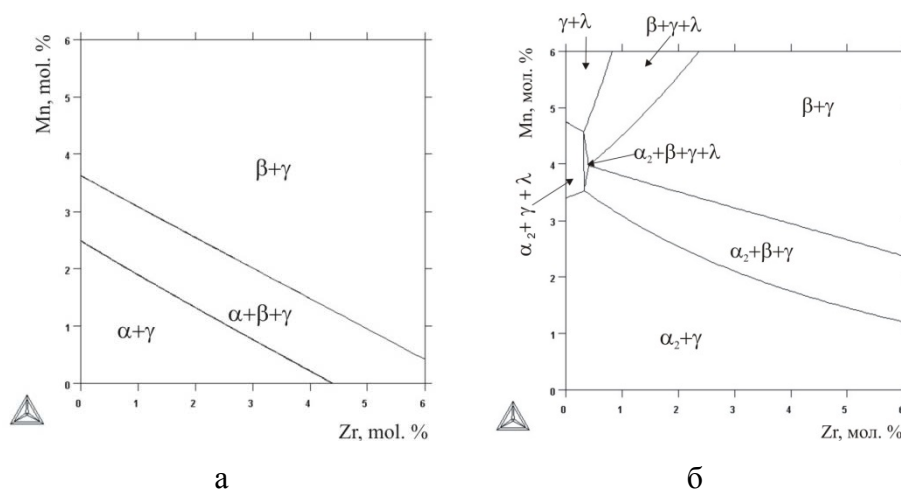


Рисунок 78 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Zr–Mn при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb

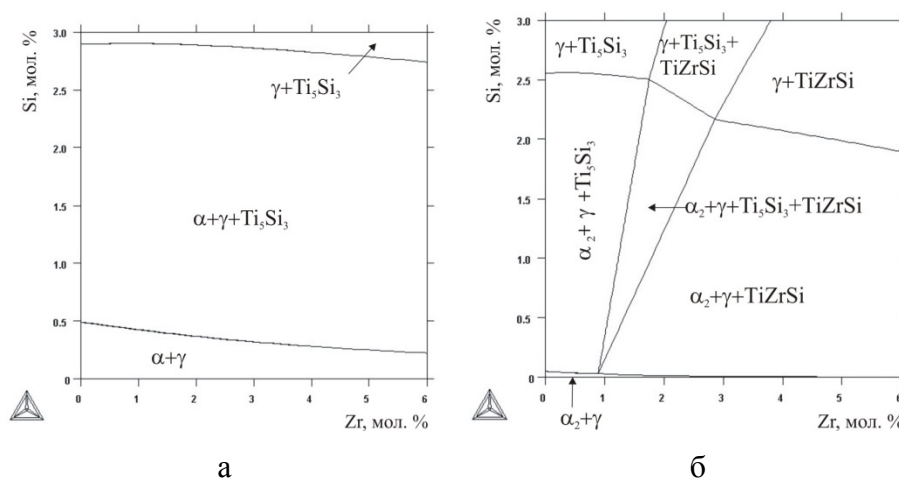


Рисунок 79 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Zr–Si при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb

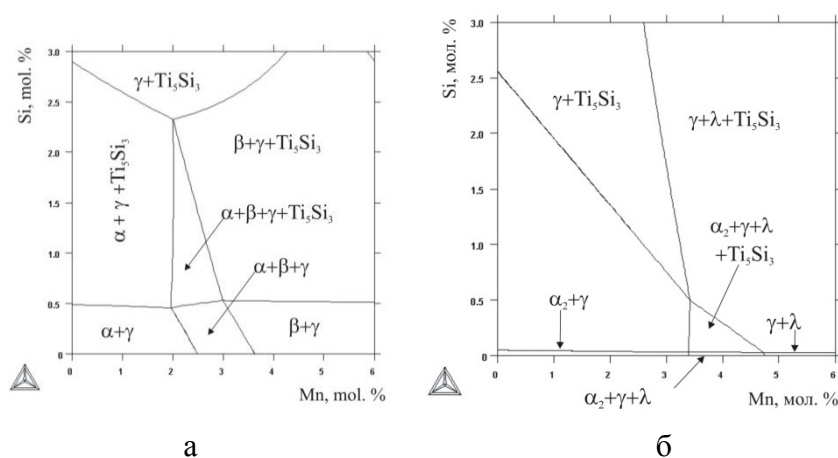
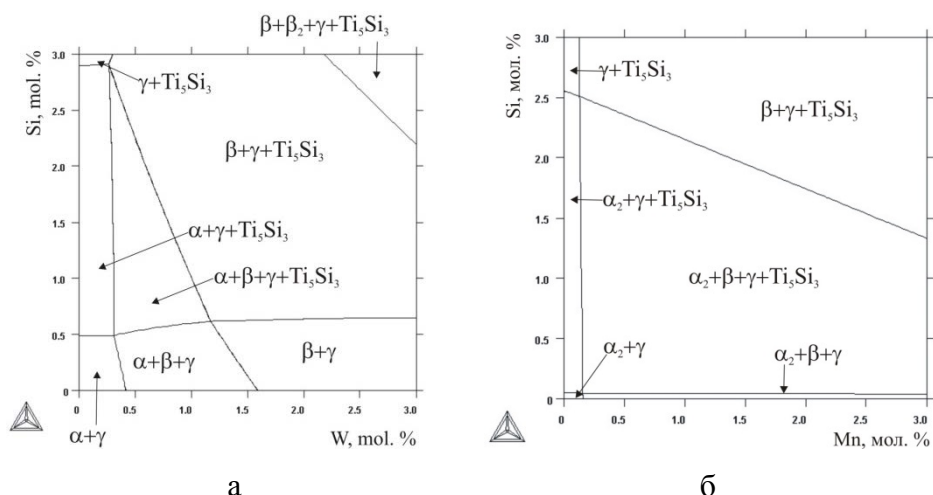


Рисунок 80 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mn–Si при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb



а) при 1200 °C; б) при 800 °C

Рисунок 81 – Изотермические сечения системы Ti–Al–Nb–W–Si при 45 мол.% Al и 5 мол.% Nb

Система Ti–Al–Nb–Mo–Cr. При 1200 °C имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 65a). Увеличение концентраций Mo и Cr меняет фазовый состав базового сплава Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb именно в этой последовательности. При 800 °C строение разреза несколько сложнее, в частности, появляется четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$ (рисунок 65б). Согласно этому разрезу при содержании хрома менее 1 мол. % фаза Лавеса не должна образовываться. Интересно отметить, что добавка молибдена способствует исчезновению этой фазы. В частности, если рассмотреть сплав Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–2 мол. % Cr, то при исходным фазовом составе $\alpha_2+\gamma+\lambda$ добавление до 3 мол. % Mo меняет фазовый состав в следующей последовательности: $\alpha_2+\gamma+\lambda \rightarrow \alpha_2+\beta+\gamma+\lambda \rightarrow \alpha_2+\beta+\gamma \rightarrow \beta+\gamma$.

Система Ti–Al–Nb–Mo–V. При 1200 °C имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 66a). Увеличение концентраций Mo и V меняет фазовый состав базового сплава в этой последовательности. При 800 °C строение разреза также достаточно простое: он содержит только двух и трехфазные области (рисунок 66б). Для пятикомпонентных гамма-сплавов данной системы наиболее вероятно попадание в фазовую область $\alpha_2+\beta+\gamma$.

Система Ti–Al–Nb–Mo–Zr. При 1200 °C имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 67a). Увеличение концентраций Mo и Zr меняет фазовый состав базового сплава в этой последовательности. При 800 °C строение разреза также достаточно простое: он содержит только двух и трехфазные области (рисунок 67б). Для пятикомпонентных гамма-сплавов данной системы наиболее вероятно попадание в фазовую область $\alpha_2+\beta+\gamma$.

Система Ti–Al–Nb–Mo–Mn. При 1200 °C имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 68a). Увеличение концентраций Mo и Mn меняет фазовый состав базового сплава

Ti – 45 % Al – 5 % Nb в этой последовательности. При 800 °С строение разреза несколько усложняется. В частности, появляются фазовые области с фазой Лавеса (в том числе четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$) и с фазой σ (рисунок 68б). Однако появление фаз λ и σ возможно лишь при высоких концентрациях марганца и молибдена, которые находятся вне пределов типичных составов гамма-сплавов.

Система Ti–Al–Nb–Mo–W. При 1200 °С имеются 4 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$, $\beta+\gamma$ и $\beta+\beta_2+\gamma$ (рисунок 69а). Уже небольшие добавки Mo и W приводят к появлению фазы β , а при суммарном содержании этих элементов свыше ~2 мол. % сплавы попадают в область $\beta+\gamma$. При 800 °С строение разреза усложняется. В частности, появляется четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\beta_2+\gamma$, в которую могут попадать гамма-сплавы (рисунок 69б).

Система Ti–Al–Nb–Mo–Si. Разрез при 1200 °С содержит несколько двух-, трехфазных областей с различным сочетанием фаз α , β , γ и Ti_5Si_3 , а также четырехфазную область $\alpha+\beta+\gamma+Ti_5Si_3$ (рисунок 70а). В зависимости от содержания молибдена и кремния фазовый состав сплавов может сильно различаться. Разрез при 800 °С характеризуется наличием четырехфазной области $\alpha_2+\beta+\gamma+Ti_5Si_3$, которая занимает на нем значительную часть (рисунок 70б). При высоком содержании молибдена имеется и вторая четырехфазная область $\beta+\gamma+\sigma+Ti_5Si_3$, которая располагается вне составов гамма-сплавов.

Система Ti–Al–Nb–Cr–Zr. При 1200 °С на разрезе имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 71а). Увеличение концентраций Cr и Zr меняет фазовый состав базового сплава в этой последовательности. При 800 °С строение разреза также достаточно простое: большую часть занимает фазовая область $\alpha_2+\gamma+\lambda$ (рисунок 71б). Фаза Лавеса появляется при ~1 мол. % Cr, влияние циркония на концентрационную границу $\alpha_2+\gamma / \alpha_2+\gamma+\lambda$ несущественно.

Система Ti–Al–Nb–Cr–W. Разрез при 1200 °С содержит 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$ (рисунок 72а). При суммарном содержании Cr и W свыше 2 мол. % сплавы попадают в область $\beta+\gamma$. При 800 °С строение разреза также достаточно простое. Большую его часть занимает четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$, в которую попадают гамма-сплавы, содержащие свыше 1 мол. % Cr (рисунок 72б).

Система Ti–Al–Nb–Cr–Si. При 1200 °С имеется четырехфазная область $\alpha+\beta+\gamma+Ti_5Si_3$, в которую могут попадать гамма-сплавы (рисунок 73а). В зависимости от содержания Cr и Si фазовый состав сплавов может сильно различаться. В частности, при содержании хрома до 1 мол. %, сплавы (в которых больше 0,5 мол. % Si) попадают в фазовую область $\alpha+\gamma+Ti_5Si_3$, а при его содержании свыше 2 мол. %, в другую трехфазную область - $\beta+\gamma+Ti_5Si_3$. Разрез при

800 °С характеризуется наличием обширной четырехфазной области $\alpha_2 + \gamma + \lambda + \text{Ti}_5\text{Si}_3$, которая охватывает составы гамма-сплавов, содержащих свыше 1 мол. % Cr₃ (рисунок 73б).

Система Ti–Al–Nb–V–Zr. При 1200 °С имеются лишь 3 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ (рисунок 74а). При суммарном содержании ванадия и циркония до 5 мол. % гамма-сплавы попадают в первую из них. При 800 °С строение разреза также достаточно простое: на нем имеются 3 области: $\alpha_2 + \gamma$, $\alpha_2 + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ (рисунок 74б). Для исчезновения фазы α_2 суммарная концентрация ванадия и циркония должна быть не ниже 9-10 мол. %.

Система Ti–Al–Nb–V–Mn. При 1200 °С имеются лишь 3 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ (рисунок 75а). Увеличение концентраций ванадия и марганца меняет фазовый состав базового сплава в этой последовательности. При 800 °С строение разреза несколько усложняется. В частности, на нем имеются области, содержащие фазу Лавеса, в том числе четырехфазная область $\alpha_2 + \beta + \gamma + \lambda$ (рисунок 75б). Однако появление фазы λ возможно лишь при высокой концентраций марганца, что не характерно для типичных составов гамма-сплавов.

Система Ti–Al–Nb–V–W. При 1200 °С имеются 3 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ и $\beta + \beta_2 + \gamma$ (рисунок 76а). Увеличение концентраций ванадия и вольфрама меняет фазовый состав базового сплава в этой последовательности. Разрез при 800 °С характеризуется наличием четырехфазной области $\alpha_2 + \beta + \beta_2 + \gamma$, которая появляется при концентрации ванадия свыше 3 мол. % (рисунок 76б). Гамма-сплавы, содержащих меньшее количество этого элемента и более 0,2 мол. % W, попадают в трехфазную область $\alpha_2 + \beta + \gamma$.

Система Ti–Al–Nb–V–Si. На разрезе этой системы при 1200 °С большую часть занимает трехфазная область $\alpha + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$, которая и охватывает составы гамма-сплавов. Четырехфазная область $\alpha + \beta + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$, появляется при содержании ванадия более 5 мол. % (рисунок 77а). Разрез при 800 °С также характеризуется наличием обширной трехфазной области $\alpha_2 + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$, в которую попадают гамма-сплавы, содержащие до 4 мол. % V включительно (рисунок 77б).

Система Ti–Al–Nb–Zr–Mn. При 1200 °С имеются лишь 3 области: $\alpha + \gamma$, $\alpha + \beta + \gamma$ и $\beta + \gamma$ (рисунок 78а). Увеличение концентраций циркония и марганца меняет фазовый состав базового сплава в этой последовательности. При 800 °С строение разреза несколько усложняется. В частности, появляются четырехфазная области $\alpha_2 + \beta + \gamma + \lambda$, а также двух и трехфазные области с участием фазы Лавеса (рисунок 78б). Однако появление последней возможно лишь при высокой концентрации марганца, что не характерно для типичных составов гамма-сплавов. При 3 мол. % Mn добавка циркония в количестве 4 мол. % позволяет изменить фазовый состав сплава от $\alpha_2 + \gamma$ до $\beta + \gamma$. Из рисунка 4.14б также следует, что

при содержании марганца около 4 мол. % уже небольшого количества циркония (~1 мол. %) достаточно, чтобы избавиться от фазы λ .

Система Ti–Al–Nb–Zr–Si. На разрезе при 1200 °С большую часть занимает трехфазная область $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, которая охватывает составы гамма-сплавов. Цирконий незначительно снижает концентрацию кремния, при которой появляется фаза Ti_5Si_3 (рисунок 79а). Разрез при 800 °С имеет более сложное строение. В частности, на нем имеется четырехфазная область $\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}+\text{TiZrSi}$. Из рисунка 79б следует, что фаза TiZrSi появляется при малых концентрациях кремния и циркония, поэтому ее присутствие в гамма-сплавах, содержащие обе эти добавки, весьма вероятно.

Система Ti–Al–Nb–Mn–Si. При 1200 °С на разрезе имеется четырехфазная область $\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, в которую могут попадать гамма-сплавы (рисунок 80а). В зависимости от содержания Mn и Si фазовый состав сплавов может сильно различаться. В частности, при содержании марганца до 2 мол. %, сплавы, содержащие 0,5-2 мол. % Si, попадают в фазовую область $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$. Увеличение концентрации марганца до 2,5-3 мол. % меняет фазовый состав до другой трехфазной области: $\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$. Иными словами фаза α исчезает, а вместо нее появляется β . Разрез при 800 °С характеризуется наличием обширной трехфазной области $\alpha_2+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}$, которая охватывает составы гамма-сплавов (рисунок 80б). При содержании марганца свыше 3 мол. % имеется четырехфазная область $\alpha_2+\gamma+\lambda+\text{Ti}_5\text{Si}$, размеры которой невелики.

Система Ti–Al–Nb–W–Si. Особенностью разреза при 1200 °С является наличие фазы Ti_5Si_3 , которая присутствует во всех сплавах, содержащих более 0,5 мол. % Si (рисунок 81а). На этом разрезе также имеется четырехфазная область $\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, в которую могут попадать гамма-сплавы. В зависимости от содержания вольфрама и кремний фазовый состав сплавов может сильно различаться. В частности, при содержании этих элементов от 0,3 до 1,5 мол. % (т.е. наиболее характерные для гамма-сплавов концентрации), сплавы могут иметь 6 вариантов фазового состава: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, $\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, $\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$, $\beta+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$.

Разрез при 800 °С характеризуется наличием четырехфазной области $\alpha_2+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$ (рисунок 81а). Именно такой фазовый состав наиболее вероятен для гамма-сплавов, содержащих добавки ниобия, вольфрама и кремния.

3.3.2 Фазовый состав пятерных сплавов

Фазовый состав пятерных гамма-сплавов на качественном уровне практически не отличается по сравнению с четверными сплавами. Однако по количественным параметрам,

прежде всего, по распределению элементов между фазами, анализ пятикомпонентных сплавов существенно сложнее. В таблицах 53-71 приведены параметры фазового состава некоторых пятерных сплавов при постоянном содержании алюминия (45 мол. %) и ниобия (5 мол. %). Эти расчетные позволяют оценить совместное влияние четвертого и пятого компонентов (Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si) на фазовый состав базового сплава Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb при 1200 и 800 °C.

Система Ti–Al–Nb–Mo–Cr. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mo и 2 мол. % Cr. Как видно из таблицы 53 (см. также рисунок 65a), при 1200 °C является двухфазным ($\beta+\gamma$), причем количество фазы β несколько больше, а концентрации молибдена и хрома в этой фазе заметно превышают концентрации данных элементов в фазе γ . При 800 °C сплав становится трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$), а количество фазы γ превышает 70 масс. %, в то время как доля фазы α_2 составляет всего ~1,5 % масс. %. При этой температуре концентрации Mo и Cr в фазе β (доля которой составляет ~27 масс. %) значительно больше, чем в интерметаллидных фазах.

Таблица 53 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb–2 мол. % Mo–2 мол. % Cr при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mo	Cr
1200	β	57,08	51,99	25,35	12,54	6,66	3,46
	γ	42,92	53,71	34,02	9,23	1,84	1,20
800	β	27,28	45,23	20,60	14,02	13,53	6,23
	α_2	1,57	68,53	22,78	6,54	0,63	1,51
	γ	71,15	55,25	32,46	10,11	1,25	0,92

Система Ti–Al–Nb–Mo–V. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mo и 2 мол. % V. Из таблицы 54 (см. также рисунок 66a) видно, что при 1200 °C данный пятерной сплав является двухфазным ($\beta+\gamma$), причем массовая доля фазы β немного больше половины, а концентрации молибдена и хрома в этой фазе заметно превышают концентрации данных элементов в фазе γ . При 800 °C сплав является трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$), а количество фазы γ превышает 70 масс. %, в то время как для фазы α_2 составляет всего чуть более 1,5 масс. %. При этой температуре концентрации молибдена и, в меньшей степени ванадия, в фазе β (доля которой составляет около 20 масс. %) значительно больше, чем в интерметаллидных фазах.

Таблица 54 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mo-2V (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mo	V
1200	β	54,64	52,21	25,10	12,72	6,88	3,08
	γ	45,36	53,41	33,88	9,20	1,85	1,67
800	β	19,86	41,39	19,72	16,74	17,21	4,94
	α_2	9,24	67,64	22,46	6,84	0,79	2,26
	γ	70,89	53,99	32,57	10,11	1,56	1,76

Система Ti-Al-Nb-Mo-Zr. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mo и 2 мол. % Zr. Из таблицы 55 (см. также рисунок 67а) видно, что при 1200 °C данный сплав является двухфазным ($\beta+\gamma$) при равном количестве фаз. Концентрация молибдена в фазе β существенно больше, чем в фазе γ . С другой стороны, цирконий распределяется между этими фазами примерно одинаково. При 800 °C сплав является трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$), а количество фазы γ превышает 70 масс. %, в то время как доля фазы α_2 составляет около 11 масс. %. При этой температуре концентрации молибдена, в фазе β (доля которой составляет около 15 масс. %) значительно больше, чем в интерметаллидных фазах. Цирконий распределяется между этими фазами примерно одинаково (в фазе γ его немного больше).

Таблица 55 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mo-2Zr (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mo	Zr
1200	β	50,95	51,46	24,43	12,64	7,06	4,09
	γ	49,05	52,07	32,79	9,12	1,86	4,16
800	β_2	15,26	39,82	18,81	17,53	20,36	3,47
	α_2	10,89	66,66	22,14	7,09	0,92	3,18
	γ	73,84	52,02	31,48	10,11	1,76	4,62

Система Ti-Al-Nb-Mo-Mn. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mo и 2 мол. % Mn. Как видно из таблицы 56 (см. также рисунок 68а), при 1200 °C данный сплав является двухфазным ($\beta+\gamma$) при равном количестве фаз. Концентрация молибдена в фазе β существенно больше, чем в фазе γ . Для марганца эта разница меньше. При 800 °C сплав является трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$), а количество фазы γ превышает 70 масс. %, в то время как доля

фазы α_2 составляет всего 1,5 масс. %. При этой температуре концентрации молибдена в фазе β (ее доля составляет ~21 масс. %) значительно больше, чем в интерметаллидных фазах. Для марганца и ниобия эта разница меньше, однако и эти элементы в наибольшем количестве присутствует в фазе β .

Таблица 56 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mo-2Mn (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mo	Mn
1200	β	49,32	51,77	24,77	12,78	7,27	3,41
	γ	50,68	53,52	33,17	9,47	1,98	1,87
800	β	21,45	42,96	19,59	15,80	16,28	5,36
	α_2	1,53	68,89	22,59	6,79	0,71	1,01
	γ	78,40	55,27	31,62	9,83	1,39	1,88

Система Ti-Al-Nb-Mo-W. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mo и 1 мол. % W. Как видно из таблицы 57 (см. также рисунок 69а), этот сплав при 1200 °C является двухфазным ($\beta+\gamma$), причем количество фазы β несколько больше, а концентрации молибдена и вольфрама в этой фазе заметно превышают концентрации данных элементов в фазе γ . При 800 °C сплав становится четырехфазным ($\alpha_2+\beta+\beta_2+\gamma$), а количество фазы γ превышает 70 масс. %, в то время как для фазы α_2 составляет немногим более 9 масс. %. При этой температуре концентрации Mo и W в фазе β (доля которой составляет ~27 масс. %) значительно больше, чем в интерметаллидных фазах. Фаза β_2 представляет собой твердый раствор на основе вольфрама (83 масс. %) с низким содержанием алюминия и титана.

Таблица 57 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mo-1W (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mo	W
1	2	3	4	5	6	7	8
1200	β	54,05	50,37	23,64	12,25	6,72	7,02
	γ	45,95	54,51	33,57	9,07	1,80	1,04

Продолжение таблицы 57

1	2	3	4	5	6	7	8
800	β_2	1,84	1,48	0,36	6,43	8,71	83,02
	β	16,31	33,87	15,95	17,23	19,06	13,89
	γ	72,60	55,55	32,67	9,98	1,54	0,56
	α_2	9,26	69,12	22,68	6,64	0,77	0,78

Система Ti–Al–Nb–Mo–Si. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mo и 1 мол. % Si. Как видно из таблицы 58 (см. также рисунок 70а), этот сплав при 1200 °С является четырехфазным ($\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$), причем основу составляет фаза γ (более 65 масс. %). Молибден, как и в других пятерных сплавах (см. выше), в основном концентрируется в фазе β , а кремний – в соединении Ti_5Si_3 , доля которого составляет около 2 масс. %. При 800 °С данный сплав также является четырехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$), а количество фазы γ достигает 80 масс. %, в то время как доля фазы α_2 составляет всего чуть более 5 % масс. %. Концентрации молибдена в фазе β и кремния в фазе Ti_5Si_3 становятся еще больше по сравнению с 1200 °С.

Таблица 58 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mo-1Si (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mo	Si
1200	α	15,77	59,53	26,70	9,69	3,69	0,39
	β	16,96	52,25	22,37	13,43	11,61	0,35
	γ	65,39	53,44	32,39	10,73	3,13	0,29
	Ti_5Si_3	1,88	55,46	3,89	19,81	1,51	19,33
800	β	11,79	39,47	18,59	17,87	24,04	0,03
	α_2	5,49	69,43	22,65	6,81	1,05	0,06
	γ	79,66	55,22	32,33	10,28	2,14	0,04
	Ti_5Si_3	3,06	58,38	2,43	17,06	0,86	21,26

Система Ti–Al–Nb–Cr–V. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Cr и 2 мол. % V. Как видно из таблицы 59, при 1200 °С является трехфазным ($\alpha+\beta+\gamma$), причем фаза α является основой (62 масс. %). Количество фазы β невелико, но именно в ней концентрируются хром и ванадий. При 800 °С данный сплав также является трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$). Количество фазы γ

превышает 70 масс. %, а доли фаз α_2 и β примерно одинаковы. При этой температуре концентрации хрома и ванадия в фазе β значительно больше, чем в интерметаллидных фазах.

Таблица 59 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Cr-2V (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _М , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Cr	V
1200	α	62,20	55,92	27,83	10,57	2,89	2,78
	β	2,35	50,79	24,46	14,33	6,09	4,31
	γ	35,45	50,52	33,34	12,57	1,69	1,87
800	β	12,52	46,21	21,78	14,01	11,09	6,91
	α_2	13,34	65,82	22,32	7,68	1,91	2,28
	γ	74,01	53,08	32,04	11,60	1,14	1,79

Система Ti–Al–Nb–Cr–Zr. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Cr и 2 мол. % Zr. Как видно из таблицы 60 (см. также рисунок 71а), при 1200 °С данный сплав является двухфазным ($\alpha+\gamma$), причем количество фазы α несколько больше, а концентрация в ней хрома также выше (чем в фазе γ). Концентрации циркония в этих фазах примерно равны. При 800 °С данный сплав является трехфазным ($\alpha_2+\gamma+\lambda$). Количество фазы γ превышает 78 масс. %. Доля фазы λ составляет 3 масс. %, а концентрация в ней хрома – более 40 масс. %. С другой стороны, концентрация циркония в этой фазе составляет всего 1 масс. % (т.е. заметно меньше, чем в двух других фазах).

Таблица 60 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Cr-2Zr (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _М , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Cr	Zr
1200	α	56,18	55,45	26,78	10,37	3,04	4,36
	γ	43,82	49,51	32,15	12,14	1,79	4,40
800	λ	2,99	31,38	16,86	7,01	43,71	1,04
	α_2	18,13	64,70	21,96	8,25	1,79	3,29
	γ	78,87	50,94	32,25	11,97	1,09	4,75

Система Ti–Al–Nb–Cr–W. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Cr и 1 мол. % W. Как видно из таблицы 61 (см. также рисунок 72а), этот сплав при 1200 °С является двухфазным ($\beta+\gamma$), причем количество фазы β несколько больше, а концентрация вольфрама в этой фазе заметно превышает его концентрации в фазе γ . При 800 °С сплав становится четырехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma+\lambda$), а количество фазы γ превышает 77 масс. %, в то время как для фазы α_2 составляет около 16 % масс.%. Доля фазы β составляет всего 3 масс. %, но она содержит более 94 масс. % W, в то время как его концентрации в других фазах находится в пределах 0,6–1,2 масс. %. Значительная часть хрома концентрируется в фазе Лавеса (более 43 масс. %).

Таблица 61 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Cr-1W (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Cr	W
1200							
	β	56,72	48,17	23,30	11,78	3,32	13,43
	γ	43,28	53,78	33,91	9,22	1,17	1,92
800	β	3,10	1,07	0,09	4,10	0,37	94,37
	α_2	15,79	66,94	22,41	7,97	1,78	0,90
	γ	77,19	54,11	32,03	12,17	1,06	0,63
	λ	3,10	31,81	16,98	6,48	43,50	1,23

Система Ti–Al–Nb–Cr–Si. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Cr и 1 мол. % Si. Как видно из таблицы 62 (см. также рисунок 73а), этот сплав при 1200 °С является трехфазным ($\alpha+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$), причем основу составляют фаза γ и α (54 и 44 масс. % соответственно). Хром примерно одинаково распределяется между фазами, в то время как кремний в основном находится в соединении Ti_5Si_3 , доля которого составляет около 2 масс. %. При 800 °С данный сплав является четырехфазным ($\alpha_2+\lambda+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$), а количество фазы γ достигает 83 масс. %, в то время как доля фазы α_2 составляет примерно 10 масс. %. Хром в основном находится в фазе Лавеса (44 мас. %), в остальных фазах его концентрация составляет от 1 до 2 масс. %.

Таблица 62 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Cr-1Si (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Cr	Si
1200	α	44,04	58,61	27,38	10,31	3,32	0,38
	Ti ₅ Si ₃	1,88	51,65	3,65	23,14	2,24	19,31
	γ	54,08	52,94	32,86	11,95	1,95	0,30
800	λ	3,26	32,45	17,23	6,29	44,03	0,00
	α_2	10,22	67,86	22,60	7,65	1,82	0,06
	γ	83,38	54,81	32,33	11,75	1,09	0,02
	Ti ₅ Si ₃	3,14	54,75	2,16	20,82	1,10	21,16

Система Ti–Al–Nb–V–Zr. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % V и 2 мол. % Zr. Как видно из таблицы 63 (см. также рисунок 74а) , при 1200 °С данный сплав является двухфазным ($\alpha+\gamma$), причем количество фазы α несколько больше, а концентрация в ней ванадия также выше (чем в фазе γ). Концентрации циркония в этих фазах примерно равны. При 800 °С данный сплав также является двухфазным ($\alpha_2+\gamma$). Количество фазы γ превышает 76 масс. %. Концентрации Zr в этой фазе несколько выше, чем в фазе α_2 , а ванадия, наоборот, ниже.

Таблица 63 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2V-2Zr (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	V	Zr
1200	α	58,78	55,35	26,86	10,49	2,87	4,42
	γ	41,21	49,34	32,41	12,08	1,84	4,32
800	α_2	23,54	63,28	21,57	8,66	3,39	3,39
	γ	76,46	49,67	31,48	11,92	2,24	4,69

Система Ti–Al–Nb–V–Mn. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % V и 2 мол. % Mn. Как видно из таблицы 64 (см. также рисунок 75а), при 1200 °С является трехфазным ($\alpha+\beta+\gamma$), причем доля фазы γ составляет половину, а концентрации в ней V и Mn меньше, чем в двух других фазах. При 800 °С сплав также является трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$), что видно из рисунка 75б. Количество фазы γ превышает 84 масс. %, в то время как доля фазы α_2 составляет около 14 масс. %. При этой температуре концентрации V и Mn в фазе β (доля которой составляет всего 1,5 масс. %) значительно больше, чем в интерметаллидных фазах.

Таблица 64 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2V-2Mn (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	V	Mn
1200	α	28,78	57,35	27,63	9,72	2,69	2,61
	β	22,20	52,56	25,21	14,50	3,68	4,03
	γ	49,02	52,30	32,87	10,88	1,83	2,12
800	β	1,50	44,54	20,99	17,12	8,40	8,94
	α_2	13,84	65,15	21,84	8,57	2,90	1,54
	γ	84,65	52,12	31,10	11,70	2,32	2,76

Система Ti–Al–Nb–V–W. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % V и 1 мол. % W. Как видно из таблицы 65 (см. также рисунок 76а), этот сплав при 1200 °С является трехфазным ($\alpha + \beta + \gamma$), причем большую часть составляют фазы α и γ . С другой стороны, концентрация вольфрама (в меньшей степени это относится к ванадию) наибольшая в фазе β , доля которой составляет около 16 масс. %. При 800 °С сплав также трехфазным ($\alpha_2 + \beta + \gamma$), а доли интерметаллидных фаз γ и α_2 составляют 75 и 21 масс. % соответственно. Доля фазы β составляет всего 4 масс. %, но она содержит более 91 масс. % W, в то время как концентрация вольфрама в двух других фазах не превышает 1 масс. %.

Таблица 65 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2V-1W (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	V	W
1200	α	39,26	57,27	27,17	9,89	2,61	3,06
	β	16,31	47,18	24,43	12,82	3,77	14,79
	γ	44,44	52,25	32,96	11,36	1,5	1,68
800	β	4,06	1,16	0,19	4,38	2,66	91,61
	α_2	21,02	65,77	22,03	8,40	2,89	0,91
	γ	74,91	52,75	32,26	12,12	2,27	0,60

Система Ti–Al–Nb–V–Si. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % V и 1 мол. % Si. Как видно из таблицы 66 (см. также рисунок 77а), этот сплав при 1200 °С является трехфазным ($\alpha + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$), причем количество силицида титана составляет около 2 масс. %, а доли фаз α и γ примерно равны. Ванадий, как и кремний, в наибольшем количестве содержится в фазе Ti_5Si_3 .

При 800 °С данный сплав также является трехфазным ($\alpha_2 + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$), а количество фазы γ превышает 80 масс. %, в то время как для фазы α_2 составляет всего чуть более 16 масс. %. Концентрация кремния в интерметаллидных фазах α_2 и γ ничтожно мала.

Таблица 66 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2V-1Si (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	V	Si
1200	α	45,57	58,75	27,44	10,52	2,94	0,34
	Ti ₅ Si ₃	1,98	50,31	3,3	20,11	6,28	20,07
	γ	52,45	52,76	33,07	11,92	1,99	0,27
800	α_2	16,16	66,73	22,23	8,24	2,75	0,05
	γ	80,84	53,38	32,50	11,95	2,15	0,02
	Ti ₅ Si ₃	3,00	50,10	1,65	14,98	10,98	22,28

Система Ti–Al–Nb–Zr–Mn. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Zr и 2 мол. % Mn. Как видно из таблицы 67 (см. также рисунок 78а), при 1200 °С является трехфазным ($\alpha + \beta + \gamma$), причем доля фазы γ составляет более половины. При 800 °С сплав содержит только две интерметаллидные фазы α_2 и γ (см. также рисунок 78б). Количество фазы γ превышает 88 масс. %, а концентрации Zr и Mn в этой фазе несколько больше, чем в фазе α_2 .

Таблица 67 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Zr-2Mn (мол. %) при характерных температурах

Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Zr	Mn
1200	α	21,65	56,85	26,58	9,66	4,67	2,65
	β	20,71	52,17	24,42	14,01	5,35	4,06
	γ	57,64	51,46	31,72	10,65	4,06	2,12
800	α_2	11,75	65,49	21,73	8,74	2,73	1,32
	γ	88,25	51,08	30,03	11,45	4,59	2,81

Система Ti–Al–Nb–Zr–Si. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % V и 1 мол. % Si. Как видно из таблицы 68 (см. также рисунок 79а), этот сплав при 1200 °С является трехфазным ($\alpha + \gamma + \text{Ti}_5\text{Si}_3$), причем количество силицида титана составляет около 2 масс. %, а доли фаз α и γ примерно равны. Цирконий, как и кремний, в наибольшем количестве содержится в фазе Ti₅Si₃.

При 800 °C фаза Ti_5Si_3 отсутствует (см. рисунок 79б), а сплав содержит 3 фазы (α_2 , γ и $TiZrSi$). Соединение $TiZrSi$ содержит более 50 масс. % Zr и около 20 масс. % Si. Однако если кремний практически отсутствует в интерметаллидных фазах, то концентрация циркония в них составляет несколько масс. %.

Таблица 68 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Zr-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Zr	Si
1200	α	35,87	58,80	26,47	10,31	4,13	0,30
	γ	61,93	52,29	31,98	11,44	4,06	0,22
	Ti_5Si_3	2,19	40,25	1,39	19,91	18,67	19,77
800	γ	82,82	53,36	31,84	12,19	2,60	0,01
	α_2	13,29	67,43	22,28	8,49	1,76	0,03
	$TiZrSi$	3,89	31,00	0,00	0,00	51,91	17,09

Система Ti-Al-Nb-Mn-W. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mn и 1 мол. % W. Как видно из таблицы 69, этот сплав при 1200 °C является двухфазным ($\beta+\gamma$), причем массовая доля фазы γ несколько больше половины. С другой стороны, концентрация вольфрама (в меньшей степени это относится к марганцу) наибольшая в фазе β . При 800 °C сплав становится трехфазным ($\alpha_2+\beta+\gamma$), доля фазы γ составляют 86 масс. %. Доля фазы β составляет всего 4 масс. %, но она содержит ~ 92 масс. % W, в то время как концентрация вольфрама в двух других фазах не превышает 1 масс. %.

Таблица 69 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mn-1W (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mn	W
1200	β	43,25	51,68	23,60	12,64	3,55	8,53
	γ	56,75	54,15	32,68	9,75	1,88	1,17
800	β	4,06	1,26	0,15	4,23	2,05	92,31
	α_2	9,86	67,15	22,13	8,31	1,53	0,86
	γ	86,08	54,15	30,86	11,63	2,75	0,61

Система Ti–Al–Nb–Mn–Si. Рассчитывали сплав, содержащий 2 мол. % Mn и 1 мол. % Si. Как видно из таблицы 70, при 1200 °С этот сплав является четырехфазным ($\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$), при этом основой является γ фаза (около 70 масс. %). При 800 °С сплав содержит 3 фазы: α_2 , γ и Ti_5Si_3 . Кремний в основном входит в состав силицида титана, количество этого соединения составляет ~3 масс. %, а концентрация в нем марганца ничтожно мала.

Таблица 70 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-2Mn-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	Mn	Si
1200	α	29,90	58,99	26,88	10,60	3,16	0,36
	β	0,12	54,46	24,59	15,83	4,60	0,53
	γ	67,99	53,76	31,94	11,44	2,57	0,29
	Ti_5Si_3	1,98	54,01	3,47	22,86	0,09	19,58
800	γ	93,06	54,79	31,10	11,25	2,84	0,02
	α_2	3,79	68,04	22,31	8,02	1,57	0,06
	Ti_5Si_3	3,14	55,93	2,05	2,07	<0,01	21,31

Система Ti–Al–Nb–W–Si. Рассчитывали сплав, содержащий 1 мол. % W и 1 мол. % Si. Как видно из таблицы 71, при 1200 °С это сплав является четырехфазным ($\alpha+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$), при этом основой является γ фаза (62 масс. %). Вольфрам, в основном входит в состав фазы β , а кремний – в состав силицида титана, количество этого которого составляет около 2 масс. %. При 800 °С данный сплав также является четырехфазным $\alpha_2+\beta+\gamma+\text{Ti}_5\text{Si}_3$. Вольфрам практически полностью входит в фазу β , доля которой составляет 4 масс. %.

Таблица 71 – Количественные параметры фазового состава сплава Ti-45Al-5Nb-1W-1Si (мол. %) при характерных температурах

T, °C	Фаза	Q _M , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)				
			Ti	Al	Nb	W	Si
1	2	3	4	5	6	7	8
1200	α	26,76	59,12	26,38	9,98	4,16	0,37
	β	9,20	47,45	20,06	12,60	19,61	0,77
	γ	62,23	54,12	32,17	11,04	2,37	0,31
	Ti_5Si_3	1,81	55,16	3,69	21,65	0,00	19,50

Продолжение таблицы 71

1	2	3	4	5	6	7	8
800	β	3,97	1,05	0,08	3,72	95,15	<0,01
	γ	81,34	55,45	32,32	11,58	0,63	0,03
	α_2	11,67	68,71	25,53	7,81	0,88	0,06
	Ti5Si3	3,02	56,35	2,16	20,23	0,00	21,26

3.3.3 Фазовые превращения в пятерных сплавах

Результаты расчета характерных температур двадцати пятерных гамма-сплавов, содержащих 45 мол. % Al и 5 мол. % Nb, приведены в таблице 72. Они позволяют проанализировать совместное влияние двух легирующих элементов (в различных сочетаниях) на температуры ликвидуса и солидуса базового сплава Ti–45 мол. % Al– 5 мол. % Nb (см. Приложение Б, таблица Б1). Некоторые комментарии к результатам расчета приведены ниже.

Хотя концентрации добавок составляют всего 1-2 мол. %, их влияние на параметры кристаллизации достаточно велико. В частности, размах значений T_L составляет почти 100 °C. Добавки ванадия (2 % мол.) и вольфрама (1 мол. %) повышают ликвидус базового сплава с 1604 до 1641 °C, а введение хрома (2 мол. %) и кремния (1 мол. %), наоборот, снижают ликвидус до 1547 °C. Данные комбинации двух добавок аналогично влияют и на солидус. Введение 2 мол. % V и 1 мол. % W повышает значение T_S с 1502 до 1511 °C, а введение 2 мол. % Cr и 1 мол. % Si приводит к его снижению до 1420 °C.

Существенные различия выявляются и для параметров неравновесной кристаллизации. Наименьшие значения T_{NS} (около 1200 °C) имеют сплавы, содержащие хром, а наибольшие (1570-1380 °C) сплавы с добавками молибдена, вольфрама и ванадия. Неравновесный интервал кристаллизации также имеет существенный размах- от 200 до 400 °C.

Данные, приведенные в таблице 72, могут рассматриваться для первичной оценки влияния легирующих элементов на параметры кристаллизации. В частности, величина ΔT_{NS} может служить для сравнительной оценки литейных свойств, а температура ликвидуса позволяет выбирать температурный режим ведения плавки. С другой стороны, значения T_S и T_{NS} могут быть ориентиром для выбора температур термообработки гамма-сплавов.

Таблица 72 – Характерные температуры пятерных гамма-сплавов, содержащих 45 мол. % Al и 5 мол. % Nb, при равновесной и неравновесной кристаллизации

№	Концентрация, мол.%							Температуры, °C				
	Mo	Cr	V	Zr	Mn	W	Si	T _L	T _S	ΔT	T _{NS}	ΔT _{NS}
1	2	2	–	–	–	–	–	1573	1435	138	1205	368
2	2	–	2	–	–	–	–	1620	1496	124	1386	234
3	2	–	–	2	–	–	–	1589	1466	123	1366	223
4	2	–	–	–	2	–	–	1575	1466	109	1351	224
5	2	–	–	–	–	1	–	1624	1488	136	1376	248
6	2	–	–	–	–		1	1574	1442	132	1328	246
7	–	2	2	–	–	–	–	1592	1454	138	1208	384
8	–	2	–	2	–	–	–	1561	1431	130	1195	366
9	–	2	–	–	2	–	–	1548	1444	104	1231	317
10	–	2	–	–	–	1		1596	1447	149	1202	394
11	–	2	–	–	–	–	1	1547	1420	127	1200	346
12	–	–	2	2	–	–	–	1608	1490	118	1392	216
13	–	–	2	–	2		–	1593	1486	107	1347	246
14	–	–	2			1	–	1641	1511	130	1380	261
15	–	–	2	–	–	–	1	1594	1477	117	1336	258
16	–	–	–	2	2	–	–	1563	1455	108	1372	191
17	–	–	–	2	–	–	1	1563	1455	108	1372	191
18	–	–	–	–	2	1	–	1549	1456	93	1307	242
19	–	–	–	–	2	–	1	1597	1479	118	1341	256
20	–	–	–	–	–	1	1	1599	1464	135	1316	283

3.4 Выводы по разделу

1 Проведен количественный анализ фазового состава для тройных, четверных и пятерных систем в области гамма-сплавов на основе алюминида титана систем:

- Ti–Al–X (где X – Nb, Mo, Cr, V, Zr, W, Mn, Si);
- Ti–Al–X–Y (где X, Y – Nb, Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si);
- Ti–Al–Nb–X–Y (где X, Y – Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si).

2 Рассчитаны изотермические и политермические сечения тройных, четвертных и пятерных систем, по результатам которых можно оценить влияние легирующих элементов на фазовый состав рассматриваемого сплава.

2.1 Показано, что в тройных сплавах на изотермических разрезах при 1200 °С в системах с Nb, Mo, Cr, W и Mn имеются трехфазные области: $\alpha + \beta + \gamma$. При 800 °С на изотермических разрезах появляется в ряде систем фаза σ (в системах с Nb и Mo) и λ (в системах с Cr и Mn), также на изотермических разрезах при 800 °С отсутствует фаза α и имеется фаза α_2 . На всех разрезах присутствуют твердые растворы на основе алюминидов титана: фазы α_2 и γ .

2.2 Проведена оценка совместного влияния двух легирующих элементов на фазовый состав сплава при средней концентрации третьего компонента для изученных четвертных систем, а также определено протекание четырехфазной эвтектоидной реакции. В частности для сплавов системы Ti-Al-Nb-Mo при 1200 °С имеются лишь 3 области: $\alpha+\gamma$, $\alpha+\beta+\gamma$ и $\beta+\gamma$; при 800 °С появляется четырехфазная область $\alpha_2+\beta+\gamma+\sigma$, в которую могут попадать сплавы типа TNM.

2.3 Изотермические разрезы пятерных систем позволяют оценить совместное влияние двух элементов X и Y (Mo, Cr, V, Zr, Mn, W, Si) на фазовый состав базового гамма-сплава Ti–45 мол. % Al–5 мол. % Nb при двух выбранных температурах (1200 и 800 °С).

3 Установлены особенности фазовых трансформаций при равновесной и неравновесной кристаллизации, составы фаз при различных температурах и температуры фазовых переходов в системах Ti-Al-X, Ti-Al-X-Y, Ti-Al-Nb-X-Y. Приведены расчетные значения температур ликвидуса, солидуса и других температур фазовых превращений. Показано, что они сильно различаются в зависимости от состава сплава.

3.1 Определено, что интервал кристаллизации тройных сплавов составляет около 100 °С, что значительно превышает интервал кристаллизации промышленных титановых сплавов. Также для тройных систем определены параметры неинвариантной эвтектоидной реакции $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$, которая согласно расчету должна протекать в системах с ниобием, молибденом, хромом, вольфрамом и марганцем. Температура данной реакции варьируется от 1095 °С (в системе Al-Ti-W) до 1036 °С (в системе Al-Ti-Mn). Установлено, что в равновесных условиях во всех рассматриваемых тройных сплавах первично кристаллизуется β -фаза. Только в случае кремния (при концентрации около 3 %) расчеты показывают первичную кристаллизацию фазы α . При этом определено, что повышают температуру ликвидуса (T_L) ниобий, ванадий и вольфрам, а хром, цирконий, марганец и кремний, наоборот, снижают ее. Влияние молибдена на значение T_L незначительно.

3.2 Для четвертных систем определено влияние четвертого элемента на температуры ликвидуса и солидуса при постоянных концентрациях алюминия (40 и 45 мол. %) и ниобия (5 мол. %). В частности для сплавов 40 мол. % Al, содержащие один из элементов: Cr, Si, Zr, Mn, при повышении концентрации хрома с 1 до 4 мол. %, кремния с 0,5 до 2 мол. %, циркония с 1 до 4 мол. %, марганца с 1 до 4 мол. % сильно снижает как ликвидус, так и особенно солидус. Увеличение концентраций W, V повышают и ликвидус и солидус. Увеличение концентрации Mo с 1 до 4 мол. % повышает ликвидус на 3 °C, но снижает солидус на 10 °C.

3.3 Определено сильное влияние двух легирующих элементов (в различных сочетаниях) на температуры ликвидуса и солидуса для пятерных систем базового сплава Ti-45 мол. % Al- 5 мол. % Nb. В частности, размах значений TL составляет почти 100 °C. Добавки ванадия (2 мол. %) и вольфрама (1 мол.%) повышают ликвидус базового сплава с 1604 до 1641 °C, а введение хрома (2 мол. %) и кремния (1 мол. %), наоборот, снижают ликвидус до 1547 °C.

4 Определены составы перспективных гамма-сплавов на основе титана, которые могут быть рекомендованы для дальнейших исследований и применения в качестве российских сплавов-аналогов сплава TNM-B1:

- Ti-43Al-4Nb-1Mo;
- Ti-40Al-4Nb-1Mo;
- Ti-43Al-4Nb-1Mo-1Cr;
- Ti-43Al- 4Nb-1Mo-1Cr-1Zr.

ГЛАВА 4 ТЕХНОЛОГИЯ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ГАММА СПЛАВОВ Ti-AL, ЛЕГИРОВАННЫХ Nb, Mo, Cr, Zr

4.1 Исследование процесса приготовления перспективных гамма-сплавов на основе Ti-Al в индукционной печи с холодным медным тиглем

Титан и титановые сплавы при нагреве на воздухе активно взаимодействуют со всеми газами и огнеупорными материалами. Высокая химическая активность титана и сплавов на его основе обуславливает необходимость обязательного применения вакуума (до 10^{-3} Па) при проведении операций плавки, литья и термической обработки. Вакуум оказывает сильное влияние на все процессы, происходящие в печи при плавке: растворение газов в титане, испарение металлов, в частности, алюминия из титана и кинетику взаимодействия металлов из неметаллов. В одном случае действуя в сторону снижения, а в другом – увеличения. Например, растворимость газов уменьшается, а испарение металлов – увеличивается [115].

Применение в промышленных условиях для этих целей инертных газов (аргона, гелия) ограничено из-за сложностей их глубокой очистки от вредных примесей (кислорода, азота, водорода и других) и большого расхода. Исключение составляют лишь отдельные случаи, например, плавка сплавов, содержащих летучие компоненты [115].

Именно к этому случаю относится и приготовление интерметаллидных сплавов системы Ti-Al в вакуумных печах. Проведённый физико-химический анализ процесса растворения алюминия в титане показал, что при нагреве титана с алюминием в области температур 1300 – 1350 °С начинается бурная экзотермическая реакция с выделением большого количества тепла. Алюминий быстро растворяется в титане. При этом вследствие того, что давление пара алюминия над расплавом практически равно нулю, алюминий интенсивно начинает испаряться. Но, только не в виде паров чистого алюминия, а в виде паров окиси алюминия (AlO), которая образуется в результате взаимодействия алюминия с кислородом, выделяющимся из титана вследствие уменьшения в нем его растворимости с повышением температуры.

Исходя из отмеченного выше, можно заключить, что приготовление расплава Ti – Al целесообразно вести под вакуумом или под избыточным давлением инертных газов (Ar, He, Ar+He). Это позволит избежать загрязнения отливок оксидными включениями по вине расплава и приготавливать сплавы с химическим составом в узких интервалах содержания легирующих элементов [6].

Приготовление Ti-Al расплава, независимо от способа плавки (дуговая, индукционная и др.), проводится в водоохлаждаемых гарнисажных медных или графитовых тиглях. От

конструкции и материала тигля во многом зависит безопасность и экономическая эффективность работы печи.

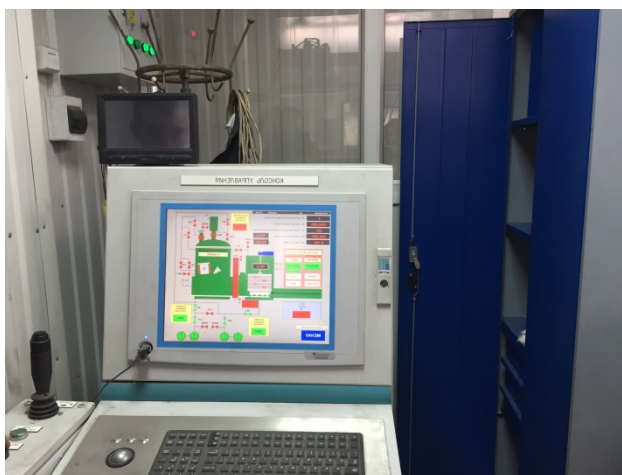
Из литературы известно, что гамма-сплавы Ti-Al можно плавить в дуговых и индукционных печах.

В работе были проведены исследования процессов получения экспериментальных гамма-сплавов в индукционной плавильно-заливочной установке Consarc (рисунок 82, 83).



а

б



в

а – плавильная печь и камера дозагрузки; б – модуль центробежного литья;

в – система управления

Рисунок 82 – Вакуумная плавильно-заливочная установка с медным водоохлаждаемым тиглем Consarc



Рисунок 83 – Подготовка к плавке одного из контейнеров для получения образцов

На первом этапе исследований в качестве базового использовали сплав TNM-B1 в виде слитков, изготовленных в Германии. Составы исходных слитков и полученных из них отливок приведены в таблице 73, из которой видно, что в процессе переплава концентрация алюминия уменьшилась на 1,9 масс. %, но при этом содержание в составе Nb и Mo изменилось незначительно, соответственно на 0,4 и 0,1 масс. %.

Таблица 73 – Номинальные и фактические составы экспериментального сплава, полученного переплавом слитков сплава TNM-B₁)

Элементы		Al	Nb	Mo	B	C	H	N	O
Исходные слитки ¹	Мол.%	43,5	4,0	1,0	0,1	0,03	0,12	0,01	0,15
	Масс.%	28,6	9,3	2,4	0,03	0,01	0,003	0,005	0,06
Отливки ² (сплав 43Al4Nb1Mo)	Мол.%	41,3	4,4	1,1	–	–	–	–	–
	Масс.%	26,7	9,7	2,5	–	–	–	–	–

Примечания

¹ по данным сертификата производителя;

² по данным спектрального анализа.

На втором этапе в качестве основы шихты использовали слитки сплава TNM-B1 с добавлением чистых металлов: титана, алюминия, ниобия, молибдена, хрома и циркония.

Общая масса шихтовых материалов во всех плавках была практически одинаковой и составляла 9,00 – 9,10 кг, что соответствовало полной загрузке тигля печи (рисунок 84).



а



б

Рисунок 84 – Загрузка тигля шихтой (а) и плавка (б) гамма-сплава в индукционной плавильно-заливочной установке Consarc

Таблица 74 – Номинальные и фактические составы экспериментальных сплавов с дошихтовкой

Сплав	Al	Nb	Mo	Cr	Zr	Al	Nb	Mo	Cr	Zr
	Атомные %					% по массе				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
43Al4NbMo	43	4	1	–	–	28,15	9,02	2,33	–	–
	42,99	4,52	1,07			27,99	10,12	2,48		
40Al4NbMo	40	4	1	–	–	25,79	8,88	2,29	–	–
	39,82	4,34	1,02			25,57	9,61	2,33		

Продолжение таблицы 74

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
43Al4NbMoCr	43	4	1	1		28,12	9,01	2,33	1,26	–
	42,98	4,56	1,01	0,83		27,96	10,22	2,33	1,04	
43Al4NbMoCrZr	43	4	1	1	1	27,83	8,92	2,30	1,25	2,18
	43,01	4,31	1,02	0,90	0,92	27,76	9,57	2,33	1,11	2,11

Как видно из таблицы 74, номинальные и фактические составы этих сплавов достаточно близки друг другу.

Мощность на индукторе печи в процессе проведения всех плавов поддерживалась максимальной 300 – 305 кВт. Цель – максимально возможно инициировать перемешивание расплава в тигле за счет электромагнитного поля, «отжать» расплав от холодных стенок тигля и тем самым минимизировать расход металла на формирование гарнисажа. Однако, все это позволяло нагревать расплав в тигле лишь до температуры 1695 °С. (Показание пирометра). В связи с этим, а также со значительным различием по температурам плавления (°С) металлов, входящих в состав шихты, Al – 660, Mo – 2620, Zr – 1852, Cr – 1875, Nb – 2469 было опробовано три режима приготовления титановых интерметаллидных сплавов на базе сплава TNM:

1 Одновременная полная загрузка тигля шихтой (базовый сплав + легирующие металлы). Гарнисаж перед проведением новой плавки полностью извлекался из тигля (рисунок 85).

2 Загрузка в тигель всей навески базового сплава + вся масса алюминия. Ввод других легирующих элементов сплава через камеру дозагрузки печи. Гарнисаж перед проведением новой плавки из тигля не извлекался.

3 Одновременная полная загрузка тигля шихтой (базовый сплав + легирующие металлы). Гарнисаж перед проведением новой плавки из тигля не извлекается.



Рисунок 85– Гарнисаж, извлечённый из тигля после слива металла

При выборе указанных режимов плавки и очередности загрузки в печь шихтовых материалов учитывали следующие факторы:

1 В процессе растворения алюминия в титане идёт бурная экзотермическая реакция. Энтальпия образования ΔH интерметаллида $TiAl$ составляет – 75,312 кДж/моль [116].

2 Легирующие элементы сплава типа TNM, кроме алюминия, имеют более высокую температуру плавления по сравнению с титаном.

В связи с этим для интенсификации процесса плавки, алюминий загружался в тигель печи сразу в полном объёме вместе с основой сплава (слитки сплава TNM-B1), а легирующие металлы в виде мерных заготовок (кусок, пластина) укладывались в центре в верхней части садки или загружались через камеру дозагрузки печи. Химические составы титановых сплавов полученных расплавов приведены в таблице 74.

Анализ результатов плавки по приготовлению титановых сплавов на базе сплава TNM-B1 в вакуумной плавильно-заливочной установке с медным водоохлаждаемым тиглем Consarc показал следующее:

1 При мощности 300 – 305 кВт на индукторе медного водоохлаждаемого тигля (ёмкость 8 кг) вакуумной плавильно-заливочной установки Consarc не реализуется в полной мере процесс растворения в $Ti-Al$ расплаве тугоплавких легирующих элементов Nb, Mo, Cr и Zr. На рисунке 86 видно, что в донной части гарнисажа находятся фрагменты не растворившихся тугоплавких элементов шихты. В первую очередь это связано с недостаточно высокой температурой перегрева расплава $Ti-Al$, что обусловлено особенностями индукционной плавки с медным водоохлаждаемым тиглем.



а

б

а) поверхность со стороны жидкого металла;

б) поверхность со стороны донной части медного водоохлаждаемого тигля

Рисунок 86 – Донная часть гарнисажа с фрагментами металлов, вводимых в титановый расплав для легирования сплава

2 Большое различие в плотностях (кг/м^3) расплава Ti-Al (3800 – 4000) с легирующими элементами Nb (8570), Mo (10220), Cr (7190) и Zr (6450) приводит к их быстрому осаждению на холодное дно водоохлаждаемого тигля (рисунок 86). При этом нет разницы, как загружался в тигель металл для легирования сплава: одновременно со всей шихтой или в жидкий расплав через дозагрузочную камеру. Так как коэффициенты теплопроводности ($\text{Вт/(м}\cdot\text{К)}$) этих элементов выше, чем у титана (21) и, соответственно, например при 1000 К равны 64, 112, 65 и 24 [26], то от контакта с холодным тиглем они сильнее, чем титан охлаждаются по всему объёму, и процесс растворения их в жидком металле заметно замедляется.

3 Достижимая на индукторе мощность (300 – 305 кВт) не достаточна для эффективного и интенсивного ведения плавки. При этом длительная плавка ведёт к сильному угару алюминия.

4 Приготовление расплавов в тиглях с гарнисажом от предыдущих плавков показало возможность применения данного направления при работе на индукционных вакуумных печах с холодным тиглем. Масса гарнисажа составила 0,6 – 1,2 кг, что составляет 5-12 % от общей массы плавки. При этом имеет место уменьшение коэффициента расхода металла на лопатке КВД на 4-8 %. Однако для повторного использования гарнисажа в реальных производственных условиях необходимо проведение обширных дополнительных исследований для определения коэффициентов усвоения легирующих металлов титановыми расплавами при конкретных технологических режимах ведения плавки.

Таким образом, из изложенного можно заключить, что для приготовления интерметаллидных расплавов на базе системы Ti-Al вакуумная индукционная плавильно-заливочная установка Consarc с холодным тиглем с электрической мощностью 300-305 кВт не обеспечивает получение заданного химического состава при использовании в составе шихты тугоплавких легирующих металлов в чистом виде, которые не усваиваются в расплаве и остаются в донной части слитка. Успешно может использоваться данная установка для изготовления фасонных отливок, когда в качестве шихты применяются слитки готового по химическому составу сплава. При этом подшихтовку можно вести алюминием и лигатурами с температурами плавления ниже 1600 °С.

4.2 Исследование и разработка технологии приготовления перспективных гамма-сплавов на основе Ti-Al в дуговой печи с использованием лигатур тугоплавких металлов

В настоящее время довольно хорошо изучен и используется в промышленности процесс приготовления гамма-сплавов на основе Ti-Al в дуговых печах с расходуемым

электродом с использованием гарнисажных графитовых или медных тиглей [117-122]. При этом приготовление сплава для последующего изготовления фасонных отливок предусматривает двойной или тройной переплав электрода, что связано с высокими требованиями, предъявляемыми к нему по однородностям структуры и химического состава сплава. При таком способе исходный электрод для первичного переплава готовится путем механического промешивания измельчённой шихты и ее последующего прессования. В качестве шихты используется титановая губка, алюминий, легирующие элементы, в том числе тугоплавкие элементы, в чистом виде. После первого переплава структура получается неоднородной, имеет место ликвация элементов. После второго или третьего переплавок получается однородная структура.

Такой способ приготовления гамма-сплавов имеет ряд недостатков, в том числе:

- повышенная трудоемкость приготовления электрода для первичного переплава, необходимость в использовании дополнительного дорогостоящего оборудования для измельчения, смешивания и прессования шихты.

- необходимость смены медного водоохлаждаемого тигля в плавильной установке при последующих переплавах, что сопровождается увеличением диаметра тигля пропорционально диаметру электрода, полученного в предыдущий переплав.

- невозможность получения слитка заданного диаметра для использования в плавильно-литейных установках для производства отливок без дополнительной операции по уменьшению размера шихтовых заготовок для литья до диаметра менее 70 мм из полученных в дуговой печи слитков. Данная операция, как-правило, требует дополнительного переплава и разливки металла в изложницы определённого диаметра.

В отличие от известного процесса производства гамма-сплавов на основе Ti-Al методом многократного вакуумного дугового переплава расходного электрода, полученного прессованием чистых металлов, представляется более перспективным использование для приготовления таких сплавов лигатур тугоплавких металлов с температурой плавления менее 1600 °С. Потенциально технологическая схема производства гамма-сплавов, заключающаяся в последовательной реализации операций приготовления лигатур тугоплавких металлов с алюминием и их переплава вместе с губчатым титаном и чистым алюминием в вакууме или защитной атмосфере может обеспечить:

- отсутствие необходимости подготовки первичного электрода, в частности операций по измельчению, смешиванию и прессованию шихты.

- потенциальную возможность использования индукционного переплава для получения гамма-сплавов с заданным химическим составом и структурой, который обеспечивает

интенсивное перемешивание расплава и за счет этого равномерное распределение элементов в результате только одного переплава.

- потенциальную возможность совмещения процессов приготовления сплава в индукционной печи в результате только одного переплава и получения слитков с требуемыми размерами для последующего изготовления фасонных отливок.

- потенциальную возможность совмещения процессов приготовления сплава в индукционной печи в результате только одного переплава и производства фасонных отливок методом литья в центробежно вращающиеся формы.

Известно, что применение лигатур существенно увеличивает усвоение тугоплавких элементов в расплавах с меньшей температурой плавления [115]. Лигатура представляет собой промежуточный сплав из двух и более компонентов, предназначенный для введения в жидкий металл тугоплавких, летучих и легко окисляемых элементов, содержание которых в лигатуре в несколько раз больше, чем в основном сплаве. Легирование с помощью лигатур дает более стабильные результаты в случае необходимости добавления малых концентраций легирующих элементов. Состав лигатуры подбирают таким образом, чтобы она имела свойства, наиболее благоприятные для лучшего усвоения легирующих элементов. Для легирования тугоплавкими металлами стремятся снизить температуру плавления вводимых в расплав лигатур за счет подбора определенного химического состава исходя из анализа диаграмм состояния. В случае введения в расплав летучих и легко окисляемых элементов при подборе состава лигатур стремятся связать такие элементы в химические соединения, которые в меньшей степени подвержены испарению или взаимодействию с атмосферой печи. Если вводимый элемент и расплав имеют различные значения плотности, вводимый элемент будет или опускаться на дно тигля при его большей плотности по сравнению с расплавом, или будет плавать на поверхности, если его плотность меньше плотности расплава. При подборе состава лигатур важно чтобы разница в плотностях лигатуры и расплава, в который она вводится, была минимальна, что должно обеспечить лучшее усвоение вводимого элемента в расплаве. В ряде случаев при подборе состава лигатур стремятся обеспечить сочетание сразу нескольких эффектов от их использования. Например, при введении в расплав лигатуры могут одновременно протекать несколько процессов: легирование и модифицирование, легирование и раскисление и пр.

Применительно к перспективным гамма-сплавам, в которых кроме титана и алюминия содержатся тугоплавкие элементы, включая Nb, Mo, Cr, Zr и др., использование более легкоплавких лигатур видится весьма перспективным. В частности перспективным является использование в качестве легкоплавкой основы для таких лигатур алюминия, который является одним из основных элементов в гамма-сплавах на основе Ti-Al.

4.2.1 Разработка состава и технологии приготовления лигатур на основе Al-Mo и Al-Nb

Проведено исследование по изготовлению и использованию лигатур на основе Al-Mo и Al-Nb для производства гамма-сплава-аналога TNM-B1 и других перспективных сплавов. В качестве плавильного агрегата использовали лабораторную вакуумную дуговую печь с медным водоохлаждаемым тиглем Arc 200 в НИТУ «МИСиС» (рисунок 87). Печь имеет медный тигель с максимальной загрузкой – 300 г.



а

б

а – общий вид; б – медный водоохлаждаемый тигель

Рисунок 87 – Вакуумная дуговая печь с медным водоохлаждаемым тиглем Arc 200

Диаграммы состояния Al-Mo и Al-Nb представлены на рисунках 88 и 89 соответственно. Температура плавления чистого Mo - 2623 °C, чистого Nb – 2469 °C.

В системе Al-Mo температура ликвидус менее 1600 °C имеет место у сплавов с содержанием молибдена менее 38 % ат. (67 % масс). При этом сплавы с содержанием молибдена более 30 % ат имеют в составе тугоплавкую фазу $AlMo_3$. При меньшем содержании алюминия в структуре сплава наиболее тугоплавкая фаза Al_8Mo_3 имеет температуру плавления 1570 °C.

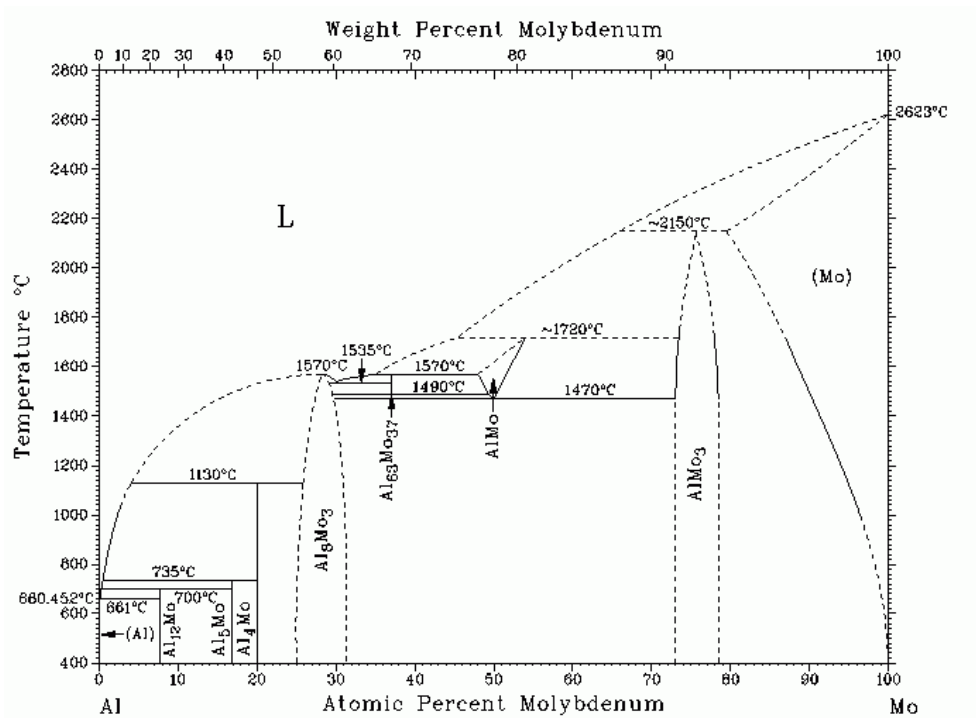


Рисунок 88 – Диаграмма состояния Al-Mo [123]

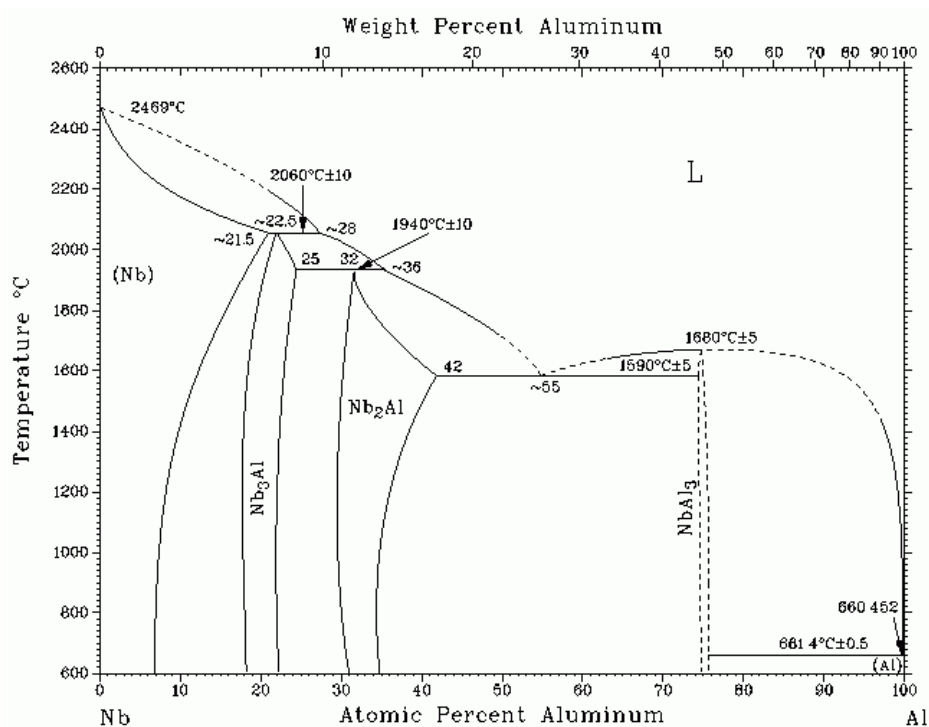


Рисунок 89 – Диаграмма состояния Al-Nb [123]

Учитывая вышеизложенное для последующей работы был выбран состав лигатуры с содержанием молибдена - 22 % ат (50 % масс), остальное алюминий. Такая лигатура имеет температуру плавления порядка 1560 °C.

Наименьшую температуру плавления 1590 °С в системе Al-Nb при значительных концентрациях Nb имеет эвтектический сплав с содержанием алюминия 55 % ат., который состоит из фаз $Nb_2Al + NbAl_3$. При увеличении содержания алюминия до 75 % ат (46 % масс) происходит увеличение температуры ликвидус до 1680 °С. Данная температура соответствует температуре плавления интерметаллида $NbAl_3$. При дальнейшем увеличении содержания алюминия происходит резкое уменьшение температуры ликвидус.

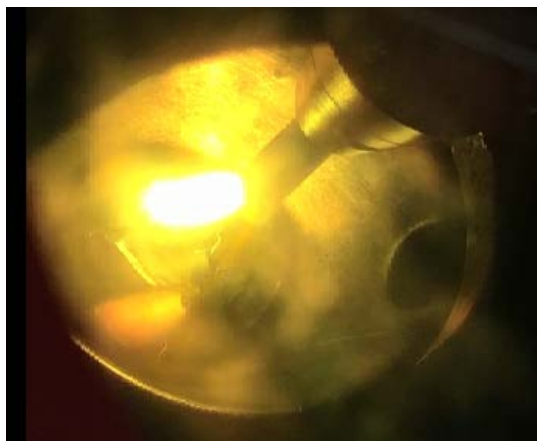
В данной системе для производства лигатуры Al-Nb наиболее эффективным является содержание алюминия 75 % ат (46 % масс). Такой химический состав обеспечивает формирование структуры из $NbAl_3$ с температурой плавления 1680 °С. Данный химический состав был выбран для производства лигатуры Al-Nb в настоящей работе.

Для приготовления лигатуры Al-Mo использовали чистые алюминий марки А995 ГОСТ 11069-2001 и молибден МЧ ТУ48-19-245-84. Для приготовления лигатуры Al-Nb использовали чистые алюминий марки А995 ГОСТ 11069-2001 и ниобий Nb1 ГОСТ 16099-88. Слив металла осуществляли в стальную изложницу. Состав шихты, который использовался для приготовления лигатур, представлен в таблице 75.

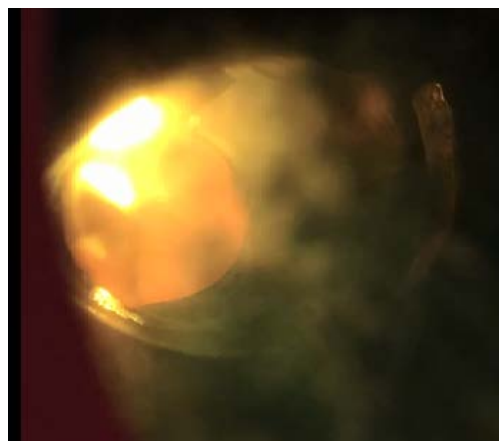
Таблица 75 – Состав шихты для приготовления лигатур Mo-Al и Nb-Al

Лигатура	Масса, г		
	Al	Nb	Mo
Al-Mo	64	-	59
Al-Nb	77	75	-

На рисунке 90 представлены фотографии процесса приготовления лигатур Al-Mo и Al-Nb.



а



б

Рисунок 90 – Приготовление лигатур Al-Nb (а) и Al-Mo (б)

В процессе приготовления лигатуры Al-Mo были выявлены следующие особенности в процессе плавки:

При одновременной загрузке шихты, состоящей из алюминия и молибдена, после расплавления алюминия по мере увеличения температуры начинал растворяться в жидкой фазе молибден. Плавка протекала ровно, жидкий металл вел себя спокойно. С целью получения равномерного химического состава в лигатуре было сделано 5 переворотов садки. Расплав лигатуры сливали в металлическую форму без предварительного ее нагрева, которая позволила получать цилиндрические слитки диаметром 15 мм.

В процессе приготовления лигатуры Al-Nb были выявлены следующие особенности:

После расплавления алюминия с ростом температуры жидкого металла начинался бурный процесс растворения в нем ниобия. Наблюдался кипящий фонтан. При последующих переворотах садки жидкий металл наблюдался только в зоне горения дуги. Увеличение силы тока до 550А дополнительного эффекта не дало. В ходе проведения плавки отмечалось сильное испарение металла. «Слиток» из лигатуры Al-Nb получали путем ее затвердевания непосредственно в плавильном тигле. Поверхность слитка была сильно шероховатой (ребристая), но не окисленная.

В результате экспериментов были получены образцы лигатур Al-Mo и Al-Nb, при помощи сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 3 проведены исследования их химического состава и структуры.

Результаты представлены в таблице 76 и на рисунке 91.

Таблица 76 – Химический состав экспериментальных образцов лигатур Al-Mo и Al-Nb

Лигатура	Al	Nb	Mo
	% по массе		
Al-Mo	46,7	-	53,2
Al-Nb	46,21	53,79	-

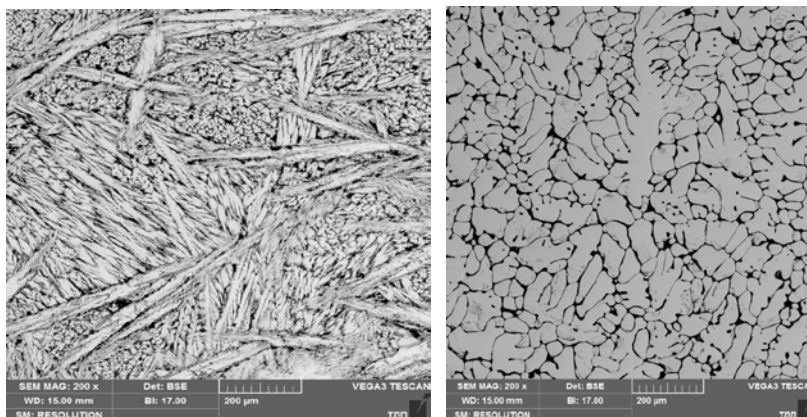


Рисунок 91 – Микроструктура лигатуры Al-Mo (а) и Al-Nb (б)

В качестве параметров свойств лигатур изучали плотность, теплопроводность, теплоемкость и электропроводность.

Плотность лигатур определяет глубину погружения её в расплав при вводе, от которой зависит усвоение легирующего элемента. Значения плотности определяли расчетным методом по аддитивности удельных объемов по формуле (3).

Результаты расчетов приведены на рисунках 92 и 93.

Согласно расчетам, лигатура Al-Mo при содержании Mo на уровне 50 % масс. имеет плотность 4272 кг/м^3 . Лигатура Al-Nb при содержании Nb 54 % масс. имеет плотность 4285 кг/м^3 . Полученные значения плотности сопоставимы с плотностью гамма-сплавов (4160 кг/м^3), что должно благоприятно сказаться на их усвоении в процессе приготовления гамма-сплавов.

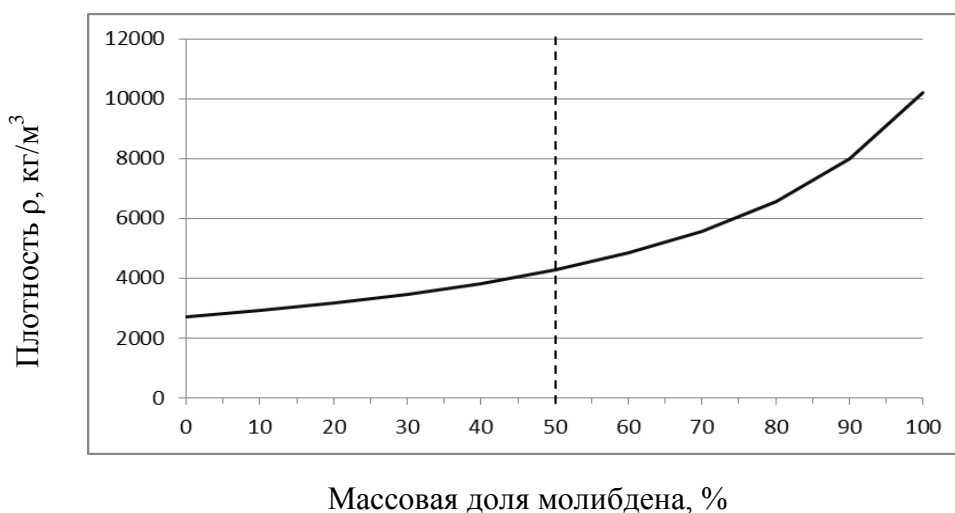


Рисунок 92 – Влияние массовой доли молибдена на плотность лигатуры Al-Mo

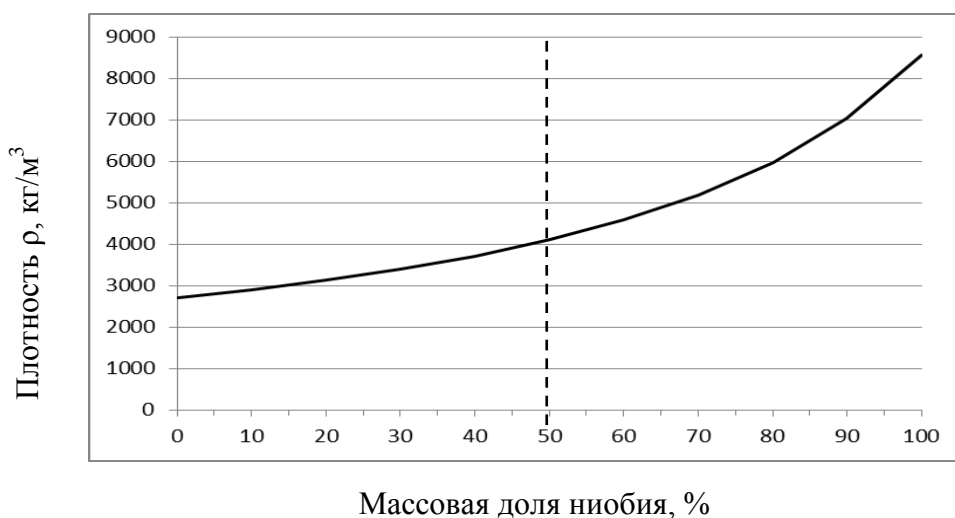


Рисунок 93 – Влияние массовой доли ниобия на плотность лигатуры Al-Nb

В процессе приготовления гамма-сплавов в индукционной печи важным свойством является его электропроводность (электросопротивление). Чем ниже электропроводность материала, тем эффективнее и быстрее происходит его нагрев и плавление. От теплоемкости и теплопроводности лигатур будет зависеть скорость их расплавления. В настоящей работе данные свойства лигатур Al-Mo и Al-Nb определяли расчетным путем.

Теплопроводность лигатур находили по методу аддитивности:

$$\lambda_{\text{л}} = \lambda_{\text{Mo(Nb)}} X_{\text{Mo(Nb)}} + \lambda_{\text{Al}} X_{\text{Al}} \quad (5)$$

где $\lambda_{\text{л}}$, $\lambda_{\text{Mo(Nb)}}$, λ_{Al} – теплопроводность лигатуры, молибдена (ниобия) и алюминия соответственно, Вт/(м·К);

$X_{\text{Mo(Nb)}}$ и X_{Al} – массовые доли молибдена (ниобия) и алюминия соответственно, %.

Результаты расчетов представлены на рисунках 94 и 95.

Удельную теплоемкость лигатур рассчитывали методом аддитивности по формуле:

$$C_{\text{л}} = C_{\text{Mo(Nb)}} X_{\text{Mo(Nb)}} + C_{\text{Al}} X_{\text{Al}} \quad (6)$$

где $C_{\text{л}}$, $C_{\text{Mo(Nb)}}$ и C_{Al} – удельные теплоемкости лигатуры, молибдена (ниобия) и алюминия соответственно, Дж/(кг·К);

$X_{\text{Mo(Nb)}}$ и X_{Al} – массовые доли молибдена (ниобия) и алюминия соответственно, %;

Результаты расчета приведены на рисунках 96 и 97.

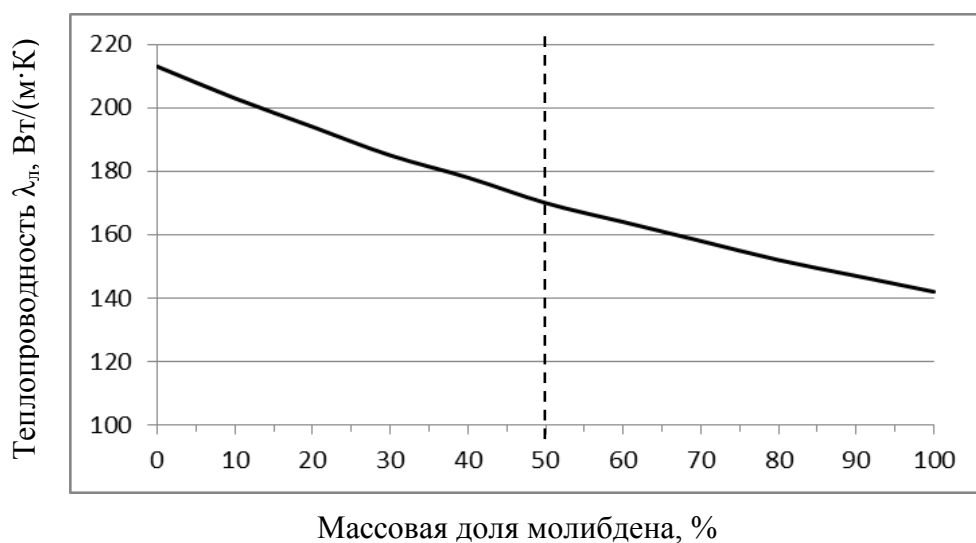


Рисунок 94 – Влияние массовой доли молибдена на теплопроводность лигатуры Al-Mo

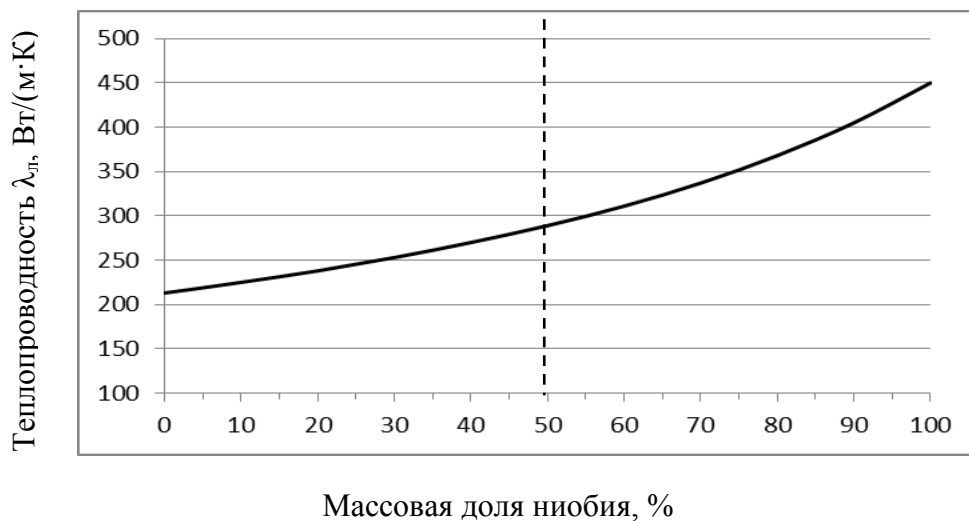


Рисунок 95 – Влияние массовой доли ниобия на теплопроводность лигатуры Al-Nb

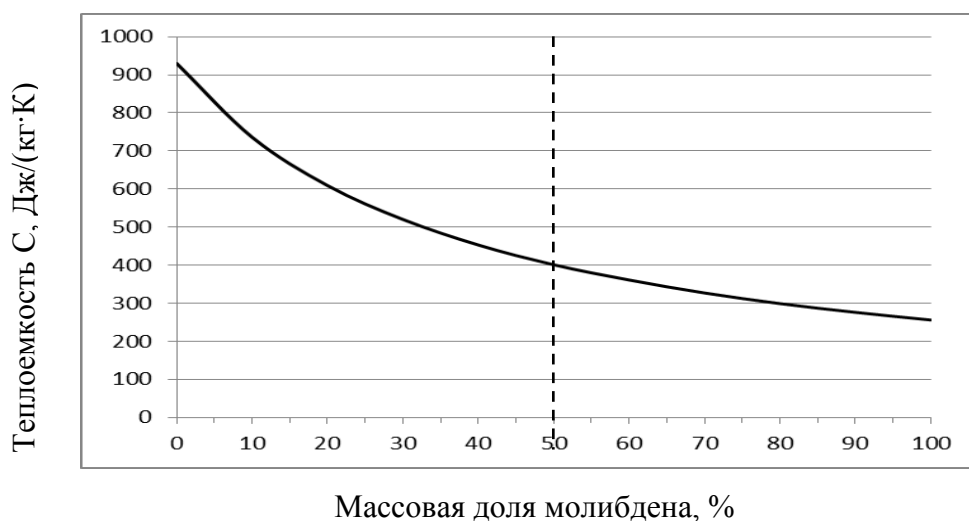


Рисунок 96– Влияние массовой доли молибдена на теплоемкость лигатуры Al-Mo

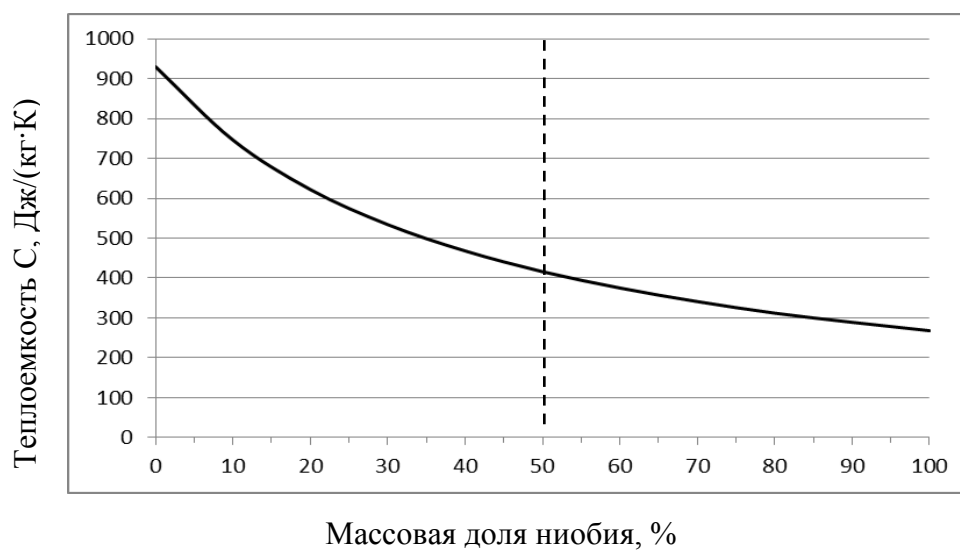


Рисунок 97 – Влияние массовой доли ниобия на теплоемкость лигатуры Al-Nb

Как видно, при массовой доле алюминия порядка 50 %, теплопроводность и теплоемкость лигатуры Al-Mo составляют 170 Вт/м·К и 401 Дж/кг·К, а для лигатуры Al-Nb эти же параметры составляют 289 Вт/м·К и 416 Дж/кг·К, что существенно меньше соответствующих значений для алюминия.

Электропроводность лигатур также рассчитывали по методу аддитивности формуле, аналогичной (5). Полученные результаты приведены на рисунках 98 и 99.

Как видно, электропроводность лигатур с увеличением массовой доли молибдена и ниобия уменьшается. Вследствие этого в случае приготовления гамма-сплавов в индукционной печи будет сокращаться время расплавления лигатур.

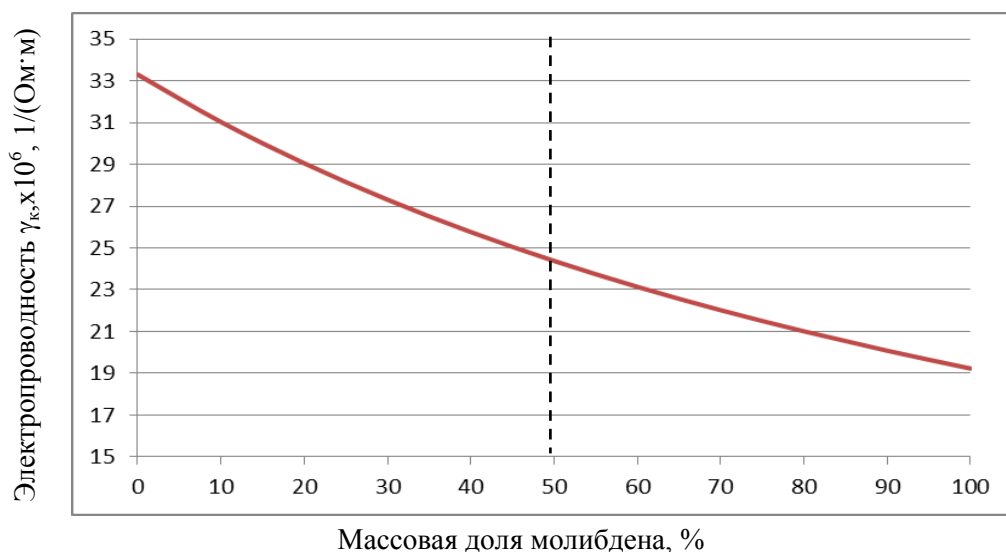


Рисунок 98 – Влияние массовой доли молибдена на электропроводность лигатуры Al-Mo

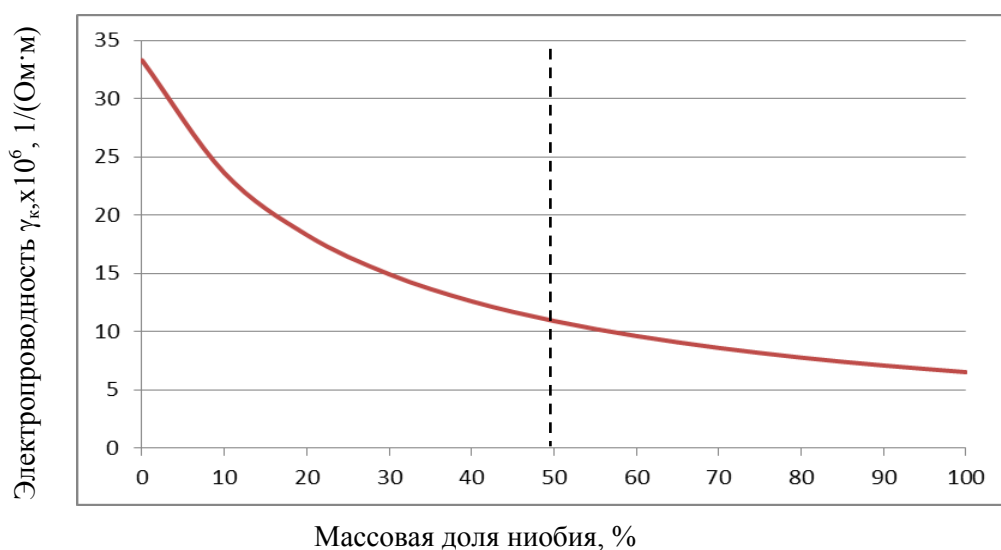


Рисунок 99 – Влияние массовой доли ниобия на электропроводность лигатуры Al-Nb

Таким образом, совокупность свойств лигатур Al-Mo и Al-Nb создает предпосылки для их эффективного использования при приготовлении гамма-сплавов. Температура плавления и плотность лигатур сопоставимы с параметрами для титана и гамма-сплавов, что должно обеспечить эффективное усвоение легирующих элементов и равномерное распределение их в объеме расплава. Низкие теплоемкость и теплопроводность лигатур должны обеспечить более быстрое их расплавление. Высокое электросопротивление (или низкая электропроводность) должны обеспечить ускорение процесса расплавления лигатур в индукционных печах.

4.2.2 Разработка технологии приготовления сплава-аналога TNM-B1 с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи

Всего в рамках проведения исследования процесса приготовления гамма-сплава-аналога TNM-B1 с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи проведено 10 плавов гамма-сплава. При этом для оценки качества двух партий титановой губки ТГ110 был проведен предварительный их переплав.

При переплаве титановой губки (Плавка №1) поверхность слитка была гладкой, без следов загрязнения, однако тигель имел черный налет. Вакуум до плавки составил $1 \cdot 10^{-4}$ мм рт. Ст. Время откачки печи – один час. Давление аргона 250-300 мм рт.ст. Сила тока 250-500 А. Напряжение 25-30 В. Длительность плавки до переворота 1,5 минуты. Количество переворотов 5. Длительность выдержки после слива металла в форму - 10 минут.

Результаты химического анализа полученного слитка представлены на рисунках 100 и 101.

05.12.2017 18:53:12

QMatrix Analysis Results

Наименование образца										
SampleNo	Plavka3-gubka1									
	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %	Al %	Fe %	V %	W %	Zr %
1.	0.0026	<0.00080	<0.00080	0.0083	<0.0020	0.231	<0.00040	0.026	<0.015	<0.010
2.	0.0046	<0.00080	0.00094	0.0061	<0.0020	0.231	<0.00040	0.025	<0.015	<0.010
□	0.0036	<0.00080	0.00087	0.0072	<0.0020	0.231	<0.00040	0.026	<0.015	<0.010
σ	0.0014		0.00010	0.0016				0.00100		
ν	38.89		11.49	22.22				3.846		

	Sn %	Pd %	C %	Cu %	B %	Co %	Nb %	Ti %
1.	0.073	<0.0020	0.054	0.0052	<0.00030	<0.0020	0.067	99.50
2.	0.068	<0.0020	0.053	<0.0020	<0.00030	<0.0020	0.038	99.54
□	0.071	<0.0020	0.053	0.0036	<0.00030	<0.0020	0.053	99.52
σ	0.0036		0.0010	0.0023			0.021	0.028
ν	5.070		1.887	63.89			39.62	0.028

Рисунок 100 – Химический состав титана после дугового переплава (Плавка №1)

При переплаве титановой губки из другой партии в процессе плавки №2 поверхность слитка также была гладкой, без следов загрязнения, при этом тигель имел менее темный налёт. Потери металла составили 0,7 грамма. Параметры плавки № 2 были аналогичны плавке № 1.

05.12.2017 18:58:00

QMatrix Analysis Results

SampleNo		Наименование образца									
		Plavka4-gubka2									
		Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %	Al %	Fe %	V %	W %	Zr %
1.		0.0044	0.0016	0.045	0.015	<0.0020	0.040	0.0094	0.0086	<0.015	<0.010
2.		0.0038	0.0011	0.048	0.016	<0.0020	0.040	0.011	0.0093	<0.015	<0.010
□		0.0041	0.0014	0.047	0.016	<0.0020	0.040	0.010	0.0089	<0.015	<0.010
σ		0.00042	0.00036	0.0022	0.0010			0.0012	0.00050		
υ		10.24	25.71	4.681	6.250			12.00	5.618		

		Sn %	Pd %	C %	Cu %	B %	Co %	Nb %	Ti %
1.		<0.0050	<0.0020	0.021	0.049	<0.00030	<0.0020	0.043	99.73
2.		<0.0050	<0.0020	0.021	0.032	<0.00030	<0.0020	0.044	99.74
□		<0.0050	<0.0020	0.021	0.041	<0.00030	<0.0020	0.043	99.73
σ					0.012			0.0010	0.0100
υ					29.27			2.326	0.010

Рисунок 101 – Химический состав титана после дугового переплава (Плавка №2)

Как видно, содержание титана в титановой губке в зависимости от партии составляет 99,52 и 99,73 %. При этом титановая губка из партии №1 не соответствует марке ТГ110, для которой содержание титана должно быть не менее 99,67 %.

Разработку технологии приготовления российского сплава-аналога TNM-B1 строили на сравнении полученных конечных структур, химического и фазового состава сплава-аналога и базового сплава TNM-B1 (производство GFE, Германия).

Для последующего сопоставления литой структуры и химического состава провели плавку базового сплава TNM-B1 (Плавка № 8). Микроструктура литого образца сплава TNM-B1 представлена на рисунке 102. Результаты EDS анализа представлены на рисунке 103 и в таблице 77. Результаты микрорентгеноспектрального анализа представлены на рисунке 104.

Как видно, сплав имеет равномерную по всей площади структуру. Суммарный спектр EDS анализа соответствует по химическому составу сплаву TNM-B1. Распределение элементов равномерное. Серые области соответствуют по химическому составу базовому сплаву. Светлые зоны отличаются по химическому составу меньшим содержанием алюминия (примерно на 3 % ат.) и увеличенным содержанием титана (на ~ 1 % ат.), ниобия (на ~ 1 % ат.) и молибдена (на 0,4-0,7 % ат.). В самых темных областях содержание титана увеличено (на ~ 1 % ат.) при уменьшении содержания ниобия (на ~ 1,5 % ат.).

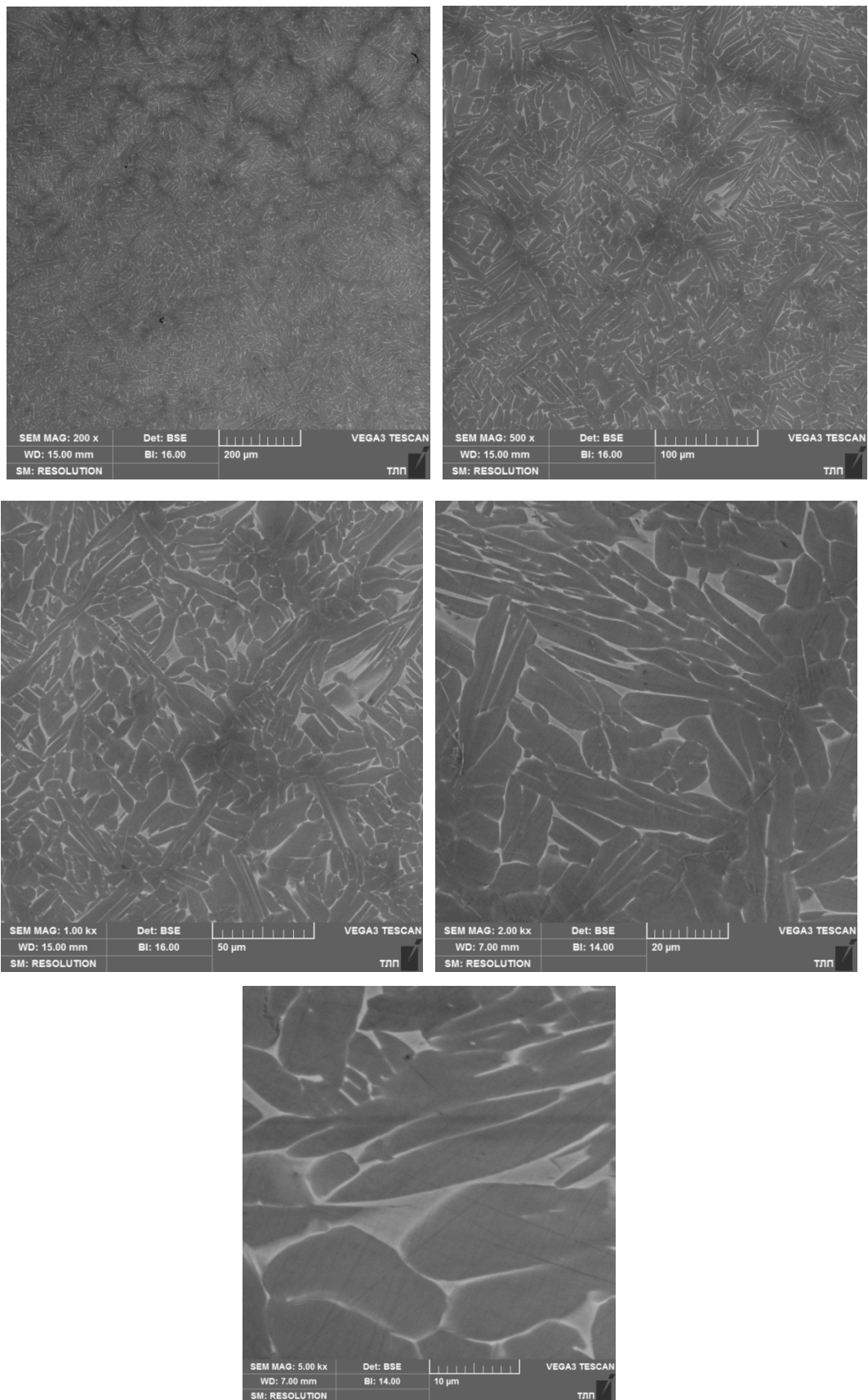


Рисунок 102 – Микроструктура базового сплава TNM-B1

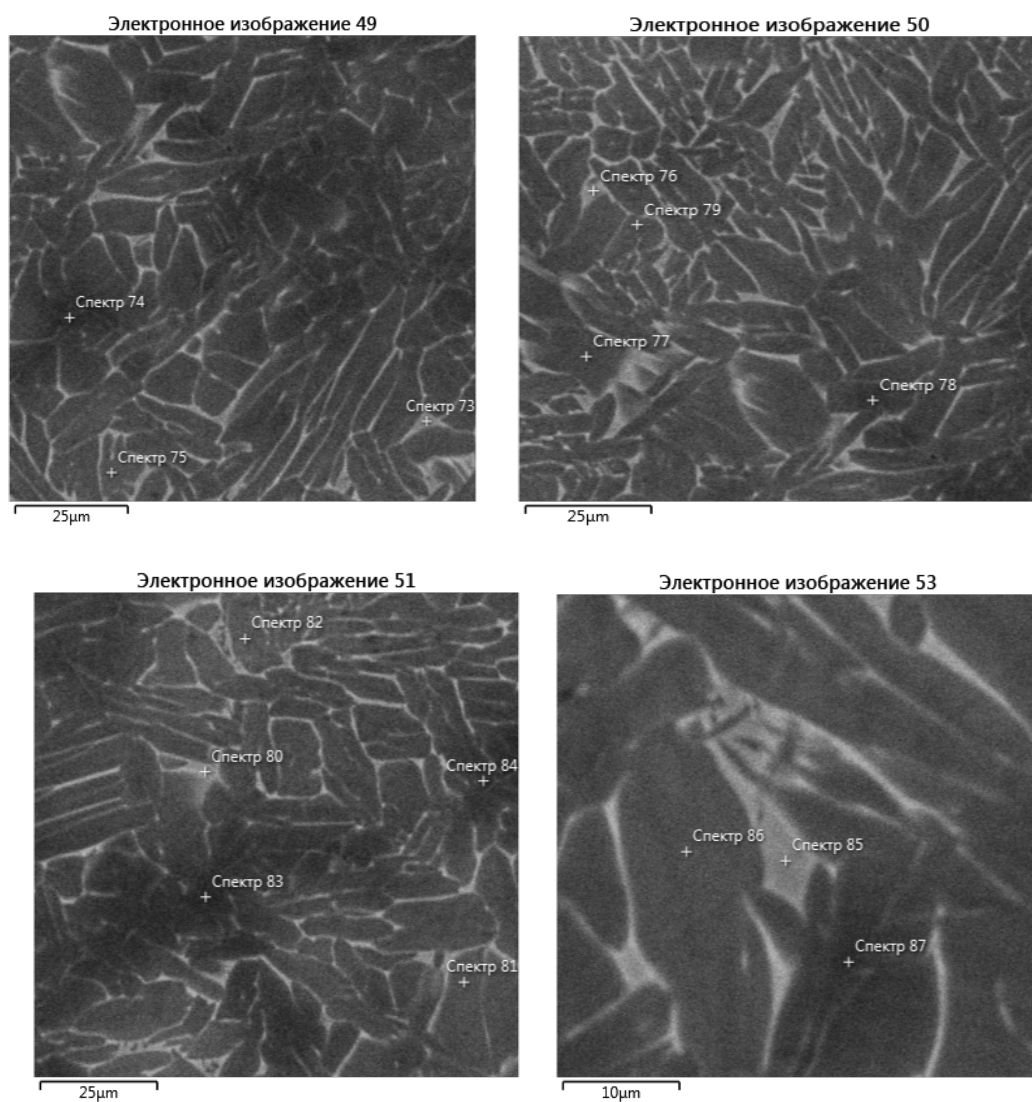


Рисунок 103 – Изображение спектров для EDS анализа образца базового сплава TNM-B1

Таблица 77 – Результаты EDS анализа образца базового сплава TNM-B1

Номер спектра	Содержание элементов, % масс.				Содержание элементов, ат.			
	Al	Ti	Nb	Mo	Al	Ti	Nb	Mo
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Суммарный спектр карты	27,78	60,25	9,59	2,38	42,63	52,07	4,27	1,02
Суммарный спектр карты	27,58	60,51	9,61	2,3	42,37	52,35	4,29	0,99
Суммарный спектр карты	27,69	60,63	9,48	2,21	42,46	52,37	4,22	0,95
Спектр 73	24,42	61,67	10,92	2,99	38,66	54,99	5,02	1,33

Продолжение таблицы 77

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Спектр 74	28,88	60,85	8,64	1,62	43,68	51,83	3,8	0,69
Спектр 75	28,42	59,87	9,83	1,88	43,37	51,47	4,36	0,81
Спектр 76	24,29	61,82	10,72	3,17	38,49	55,17	4,93	1,41
Спектр 77	28,08	60,49	9,31	2,12	42,9	52,06	4,13	0,91
Спектр 78	28,51	60,71	8,86	1,93	43,31	51,95	3,91	0,82
Спектр 79	28,16	60,31	9,66	1,87	43,01	51,9	4,29	0,81
Спектр 80	24,02	61,58	10,67	3,73	38,21	55,19	4,93	1,67
Спектр 81	27,71	60,31	9,68	2,3	42,54	52,15	4,32	0,99
Спектр 82	28,45	59,5	9,79	2,25	43,48	51,21	4,35	0,97
Спектр 83	27,67	62,29	7,95	2,09	42,15	53,44	3,52	0,89
Спектр 84	28,77	60,99	8,5	1,74	43,54	51,99	3,74	0,74
Спектр 85	24,74	62,08	10,48	2,71	38,95	55,06	4,79	1,2
Спектр 86	28,79	58,91	9,83	2,47	43,94	50,64	4,36	1,06
Спектр 87	29,02	60,25	8,61	2,12	43,93	51,38	3,79	0,9

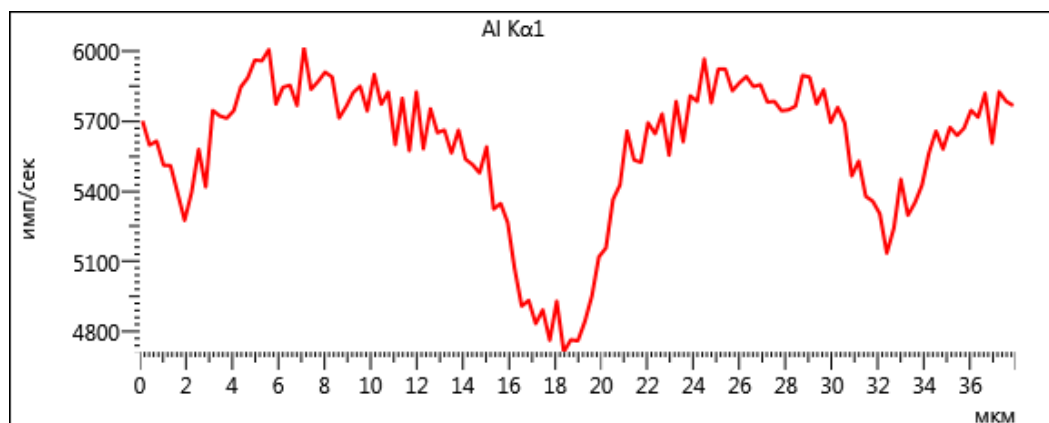
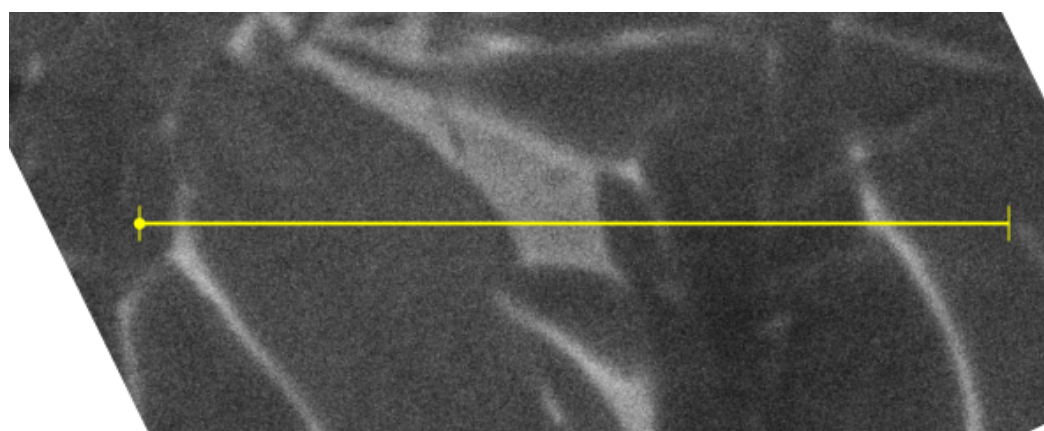
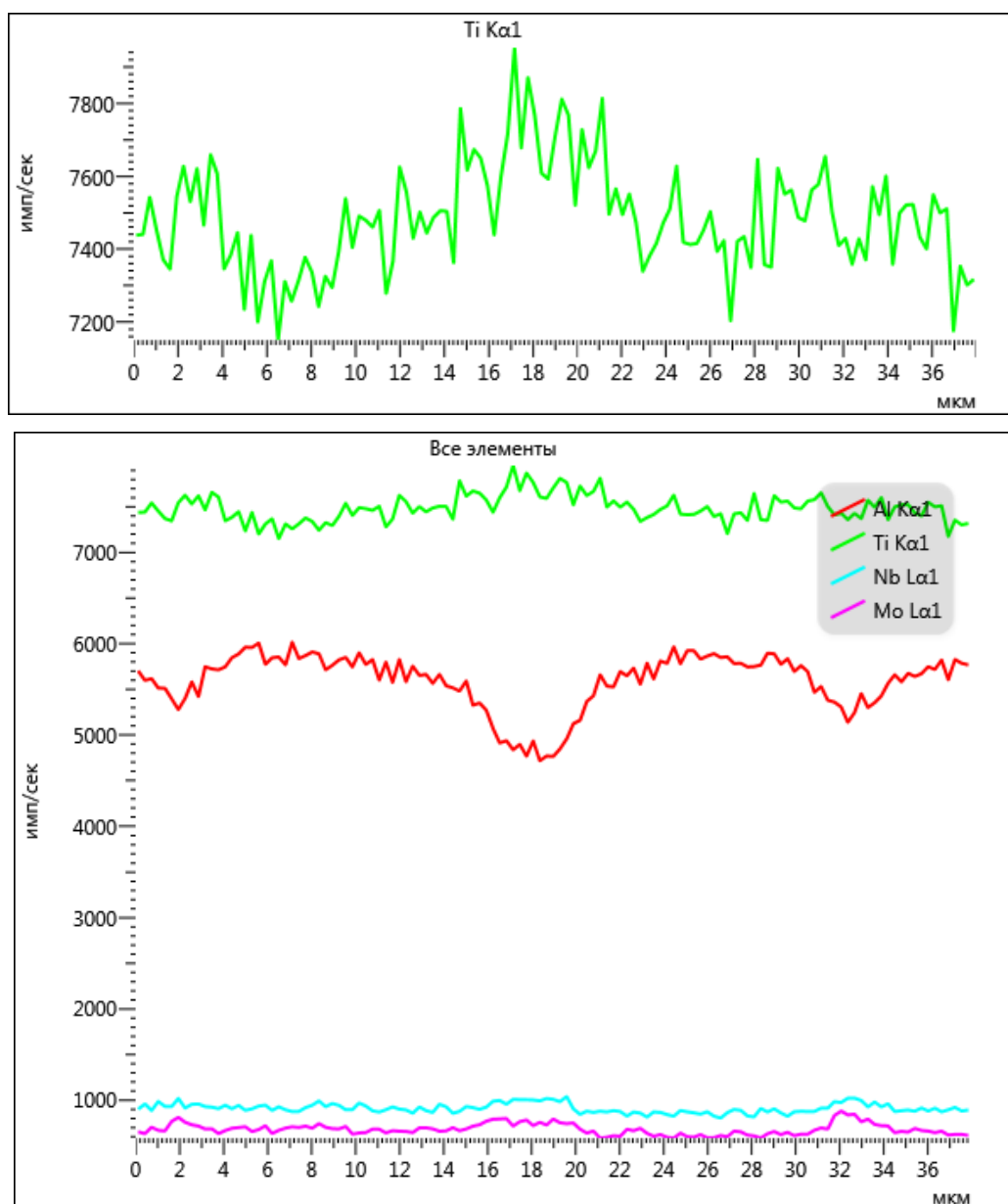


Рисунок 104 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа образца базового сплава TNM-B1



Продолжение рисунка 104

Попытки получить гамма-сплав, аналогичный по химическому составу TNM-B1 с использованием титановой губки (Плавки № 6,7,9) не увенчались успехом. Результаты исследования микроструктуры для плавов № 5 и 7 представлены на рисунках 105 и 107 соответственно. Результаты EDS анализа для этих же плавов представлены на рисунках 106, 108 и в таблицах 78 и 79 соответственно.

Как видно, химический состав и структура полученных сплавов отличаются от базового сплава. При этом имеется неравномерное распределение элементов в образце. Для всех плавов характерным являлось формирование структуры со значительно меньшим размером зерен и наличие в структуре многочисленных включений, в состав которых кроме основных элементов сплава (Al, Ti, Nb, Mo) входили углерод и азот. В процессе плавов дуга горела зеленым цветом, что говорит о большом количестве примесей в титановой губке.

В процессе плавки № 9 также не удалось получить ни заданного химического состава, ни требуемой структуры сплава.

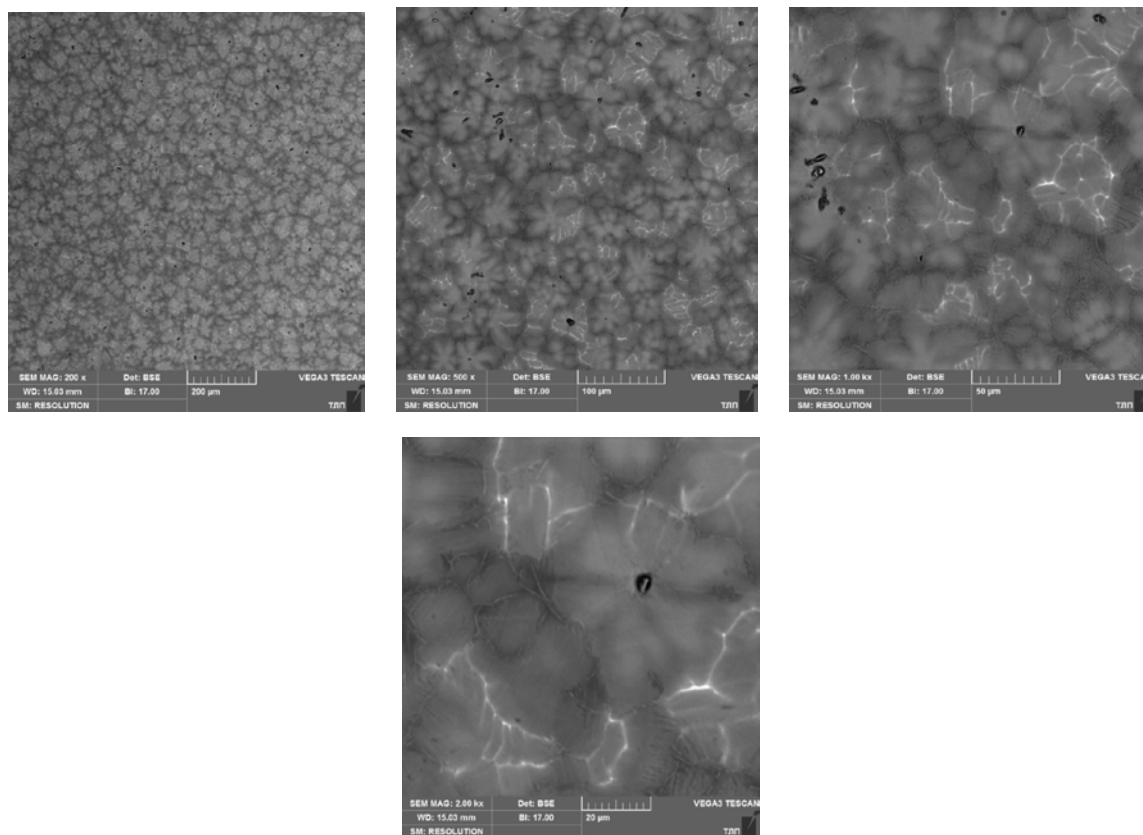


Рисунок 105 – Микроструктура гамма-сплава, плавка № 6

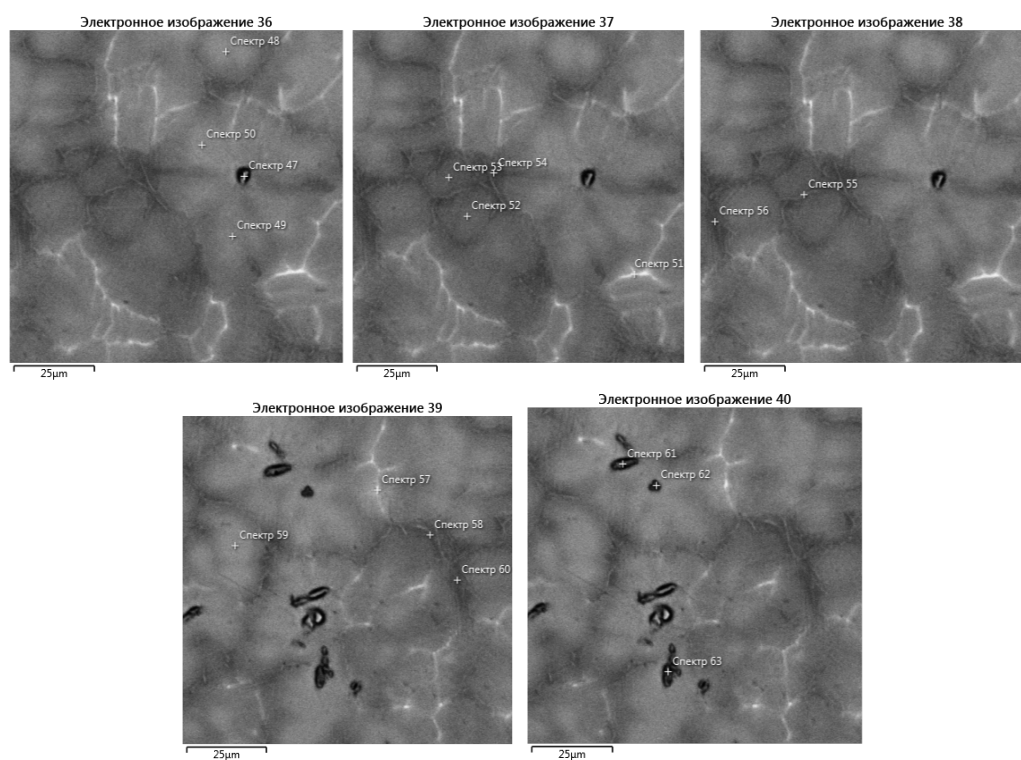


Рисунок 106 – Изображение спектров для EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 6

Таблица 78 – Результаты EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 6

Название спектра	Содержание элементов, % ат.					
	C	N	Al	Ti	Nb	Mo
Суммарный спектр карты			45,28	50,09	3,8	0,83
Суммарный спектр карты			45,27	50,15	3,75	0,83
Суммарный спектр карты			45,33	50,04	3,79	0,85
Спектр 47	21,05	29,63	10,5	37,76	0,94	0,11
Спектр 48			43	52,51	3,89	0,6
Спектр 49			42,96	52,25	4,12	0,67
Спектр 50			41,9	52,99	4,32	0,79
Спектр 51			40,78	51,67	5,17	2,39
Спектр 52			45,15	50,22	3,89	0,75
Спектр 53			47,36	48,2	3,52	0,92
Спектр 54			49,09	47,47	2,57	0,87
Спектр 55			46,38	49,2	3,37	1,05
Спектр 56			48,72	47,65	2,83	0,8
Спектр 57			41,96	50,43	5	2,61
Спектр 58			48,73	47,51	2,92	0,85
Спектр 59			42,01	52,97	4,25	0,77
Спектр 60			48,54	47,9	2,73	0,83
Спектр 61	26,16	26,54	7,37	39,11	0,74	0,07
Спектр 62	11,89	30,86	5,26	51,42	0,46	0,09
Спектр 63	10,64	33,43	3,16	52,29	0,45	0,04

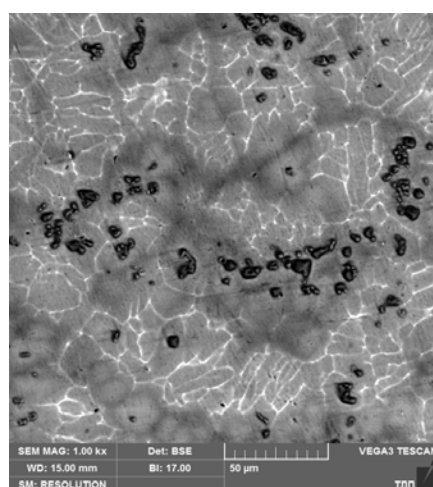
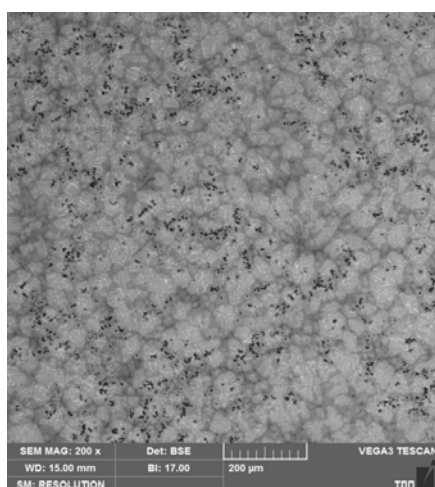


Рисунок 107 – Микроструктура гамма-сплава, плавка № 7

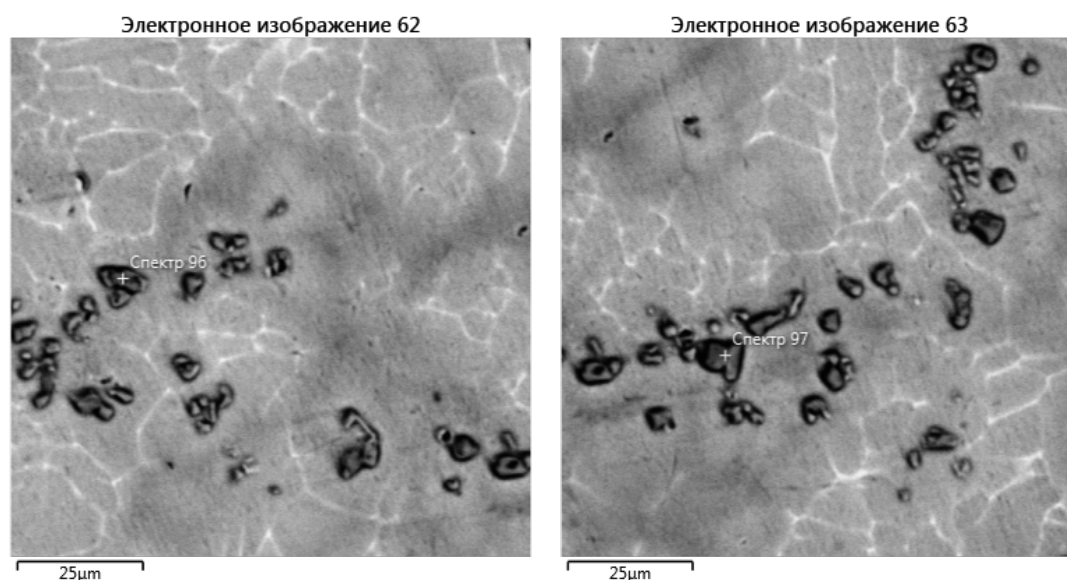


Рисунок 108 – Изображение спектров для EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 7

Таблица 79 – Результаты EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 7

Название спектра	Содержание элементов, % ат.						
	B	C	N	Al	Ti	Nb	Mo
Суммарный спектр карты				43,21	51,61	4,18	1,01
Спектр 96	8,69	7,44	39,54	1,21	42,8	0,31	
Спектр 97	7,08	7,33	37,94	4,44	42,53	0,67	
Суммарный спектр карты				43,45	51,35	4,22	0,98

В результате проведенных плавов было установлено, что применение в качестве основы сплавов губчатого титана марки ТГ110 не позволяет получать сплав-аналог TNM-B1 ни по химическому составу, ни по структуре. Причина – загрязненность губчатого титана примесями.

В связи с этим в дальнейшей работе для приготовления гамма-сплавов Ti-Al с целью предотвращения загрязнения расплава включениями использовали иодидный титан (Плавки № 10, 11, 13, 15, 17). При этом на основании опыта предыдущих плавов с губчатым титаном для получения требуемого химического состава был скорректирован состав шихты.

Первая плавка с использованием в составе шихты иодидного титана (Плавка № 10) проводилась без использования бора. Фотографии образцов в процессе дуговой плавки представлены на рисунке 109. Результаты исследования микроструктуры представлены на рисунке 110. Результаты EDS анализа представлены на рисунке 111 и в таблице 80. Было осуществлено 3 перепада с переворотом слитка в изложнице. Как видно, после третьего перепада верхняя и нижняя поверхности слитка равномерные. По содержанию основных

легирующих элементов (Al, Ti, Nb, Mo) полученный гамма-сплав соответствует базовому сплаву TNM-B1. При этом за счет отсутствия в составе сплава бора микроструктура полученного гамма-сплава отличается от базового сплава TNM-B1. Кроме того в структуре образца (отливки) имеют место трещины.



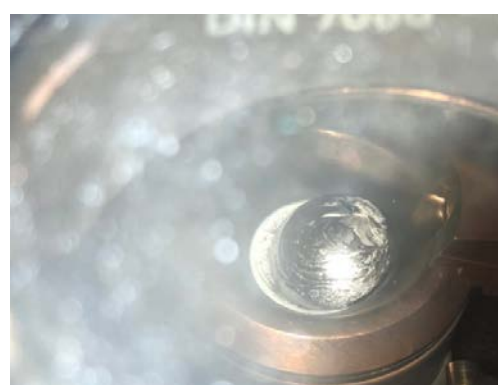
шихта



заливка



1 переплав до и после переворота



2 переплав до и после переворота

Рисунок 109 – Фотографии образцов гамма-сплава в процессе дугового переплава
(Плавка № 10)



3 переплав до и после переворота

Продолжение рисунка 109

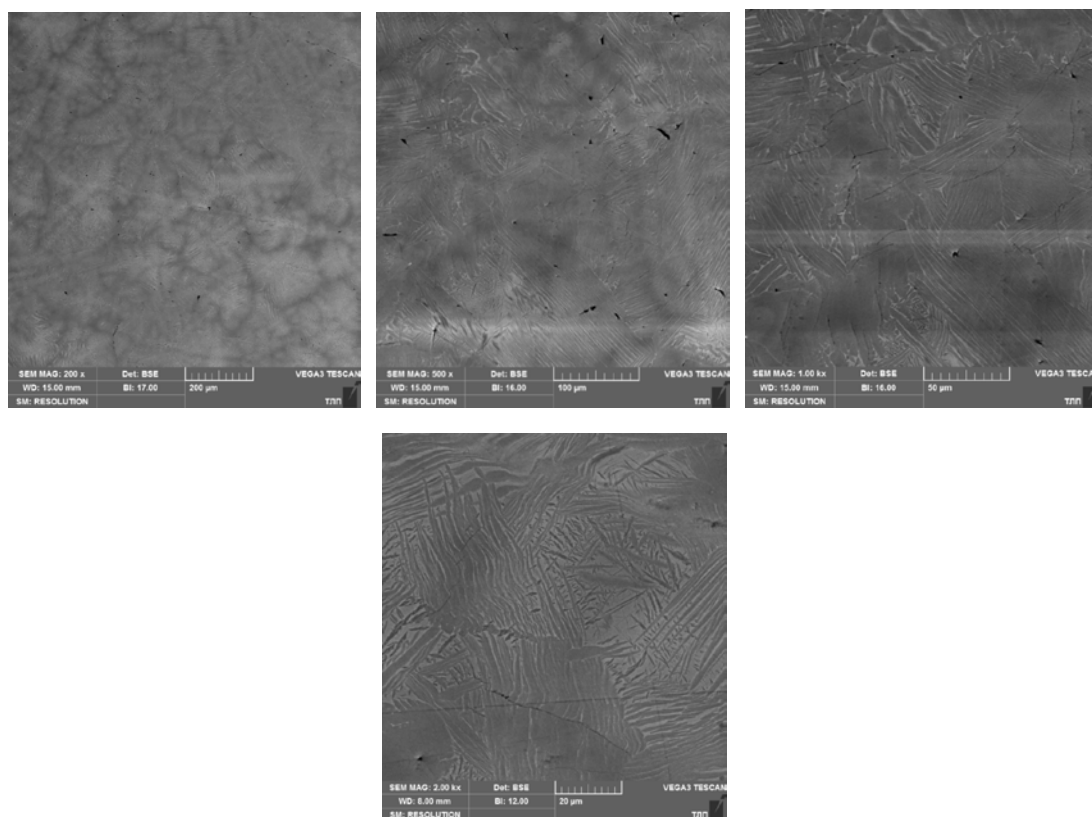


Рисунок 110 – Микроструктура гамма-сплава, плавка № 10

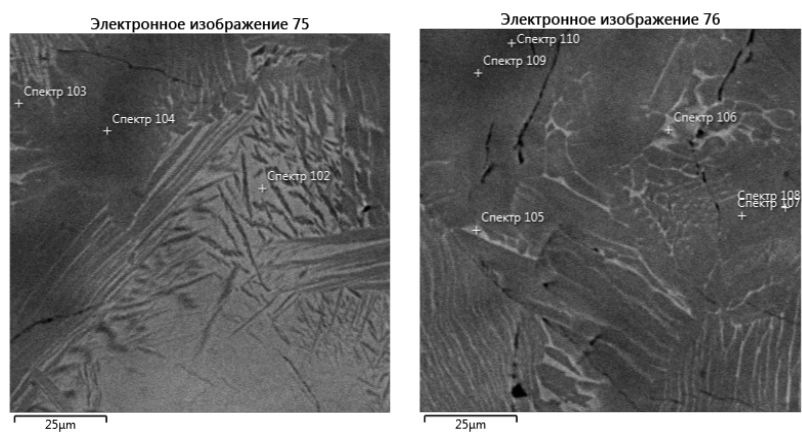


Рисунок 111 – Изображение спектров для EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 10

Таблица 80 – Результаты EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 10

Название спектра	Содержание элементов, % масс.			
	Al	Ti	Nb	Mo
Суммарный спектр карты	26,61	62,06	9,32	2,01
Суммарный спектр карты	26,38	62,23	9,35	2,05
Суммарный спектр карты	26,69	61,93	9,35	2,04
Спектр 102	23,79	62,87	10,68	2,67
Спектр 103	27,4	61,5	9,29	1,81
Спектр 104	27,9	63,32	7,71	1,08
Спектр 105	24,73	62,71	10,17	2,4
Спектр 106	24,37	61,93	10,72	2,98
Спектр 107	27,14	61,03	9,61	2,22
Спектр 108	27,49	60,98	9,6	1,93
Спектр 109	28,64	62,57	7,51	1,27
Спектр 110	27,86	62,69	7,82	1,62

Следующая плавка проводилась с использованием в составе шихты иодидного титана и бора (Плавка № 11). Всего было проведено 3 последовательных переплава с переворотом металла в тигле. Слив металла осуществляли в металлический кокиль. Результаты исследования микроструктуры представлены на рисунке 112. Результаты EDS анализа представлены на рисунке 113 и в таблице 81. В результате впервые был получен гамма-сплав близкий с базовым сплавом TNM B1 по химическому составу и структуре.

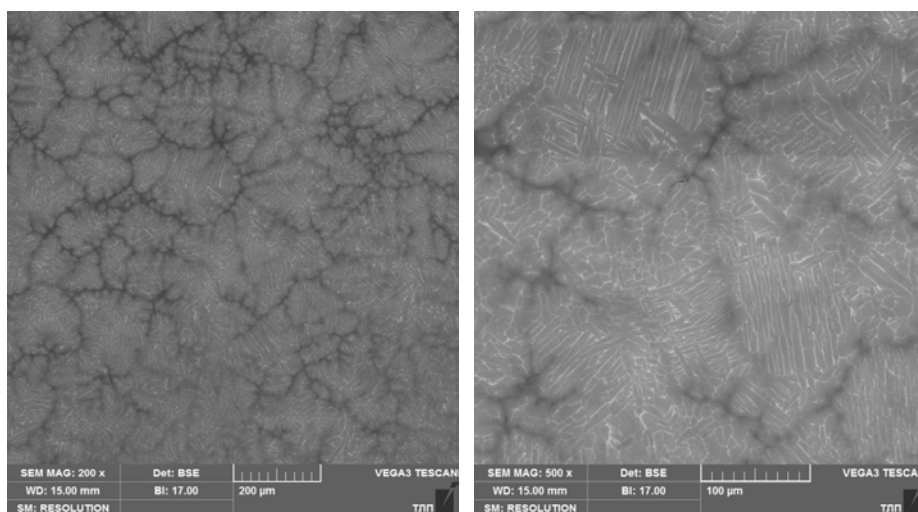
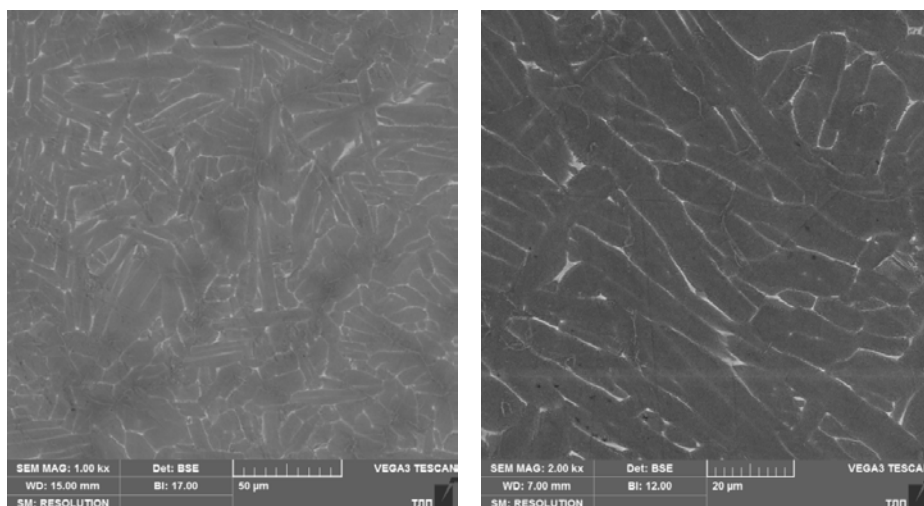


Рисунок 112 – Микроструктура гамма-сплава типа TNM-B1, плавка № 11



Продолжение рисунка 112

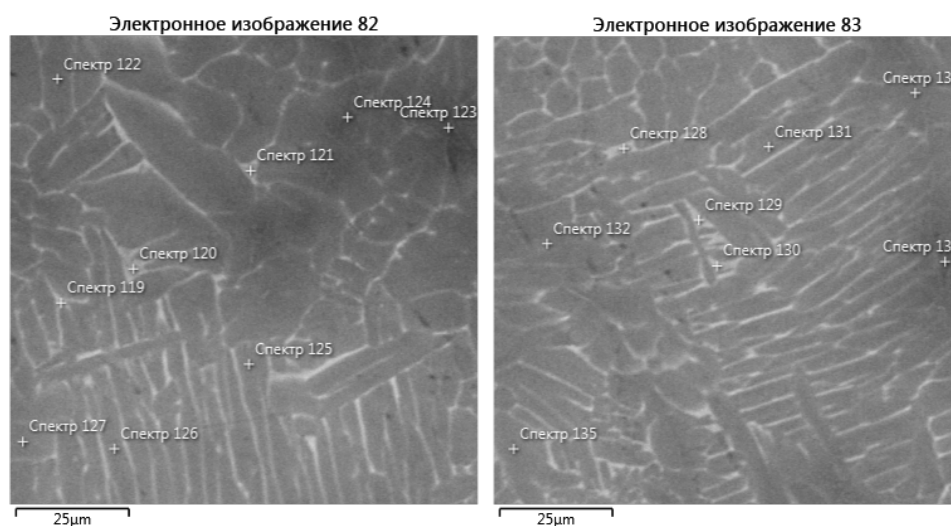


Рисунок 113 – Изображение спектров для EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 11

Таблица 81 – Результаты EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 11

Название спектра	Содержание элементов, % масс.				Содержание элементов, % ат.			
	Al	Ti	Nb	Mo	Al	Ti	Nb	Mo
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Суммарный спектр карты	30,32	57,52	9,48	2,68	45,78	48,93	4,16	1,14
Суммарный спектр карты	30,31	57,5	9,41	2,78	45,77	48,92	4,13	1,18
Суммарный спектр карты	30,35	57,64	9,38	2,62	45,79	48,98	4,11	1,11
Спектр 119	24,92	58,68	11,62	4,78	39,75	52,73	5,38	2,14

Продолжение таблицы 81

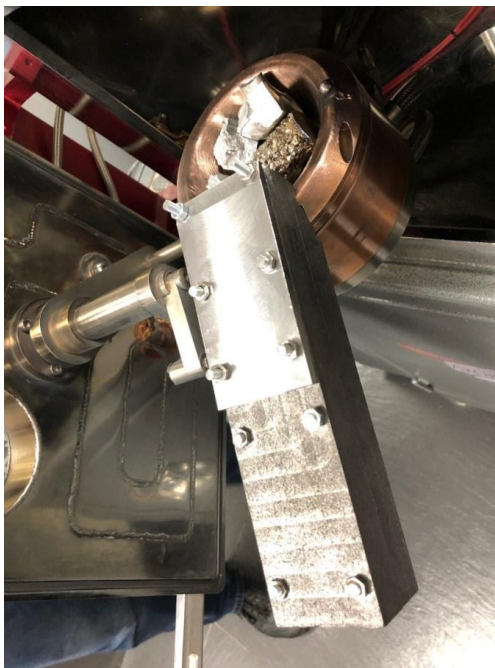
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Спектр 120	25,13	59,97	11,35	3,55	39,76	53,45	5,22	1,58
Спектр 121	26,14	58,87	10,51	4,48	41,09	52,13	4,8	1,98
Спектр 122	31,06	56,9	9,46	2,58	46,64	48,14	4,13	1,09
Спектр 123	32,6	58,47	7,09	1,84	47,86	48,35	3,02	0,76
Спектр 124	31,97	58,35	7,94	1,74	47,27	48,6	3,41	0,72
Спектр 125	30,06	57,07	9,97	2,9	45,61	48,77	4,39	1,24
Спектр 126	29,88	57,25	10,12	2,75	45,39	48,98	4,46	1,18
Спектр 127	31,12	57,47	9,06	2,35	46,6	48,47	3,94	0,99
Спектр 128	25,62	58,03	11,55	4,8	40,65	51,88	5,32	2,14
Спектр 129	24,9	58,57	12,11	4,42	39,74	52,66	5,62	1,98
Спектр 130	25,44	58,05	11,67	4,84	40,45	52	5,39	2,16
Спектр 131	30,3	56,53	10,28	2,89	45,95	48,29	4,53	1,23
Спектр 132	30,46	57,58	9,26	2,69	45,91	48,89	4,05	1,14
Спектр 133	31,27	59,1	7,53	2,1	46,43	49,44	3,25	0,88
Спектр 134	31,11	57,83	8,86	2,2	46,52	48,71	3,85	0,92

Для дальнейшего проведения работ в направлении разработки российского аналога сплава TNM-B1 необходимо сопоставить не только их химические составы и структуры, но и механические и технологические свойства. С этой целью была спроектирована и изготовлена графитовая форма для литья плоских заготовок и последующего изготовления из них образцов для определения механических свойств Ti-Al сплава (рисунок 114).

Плавки № 13 и 17 с использованием графитовой формы позволили получить прямоугольные заготовки из гамма-сплава по составу и структуре аналогичные базовому сплаву TNM B1 (рисунок 115). Заполняемость расплавом полости графитовой формы хорошая. В отличие от предыдущих плавов для получения более равномерного химического состава в плавке № 13 всего было проведено 4 последовательных переплава с переворотом металла в тигле, а в плавке № 17 – 5 переплавов. Поверхность образцов блестящая и не имеет следов загрязнений. В шихте плавки № 13 использовали гарнисаж от плавки № 12. Результаты исследования микроструктуры образцов для плавов № 13 и 17 представлены на рисунках 116 и 118 соответственно. Результаты EDS анализа образцов сплава данных плавов представлены на рисунках 117 и 119 в таблицах 82 и 83 соответственно.



Рисунок 114 – Графитовая форма для заливки прямоугольных заготовок



а

б

а – установка графитовой формы в печь; б – залитый образец

Рисунок 115 – Плавка №13

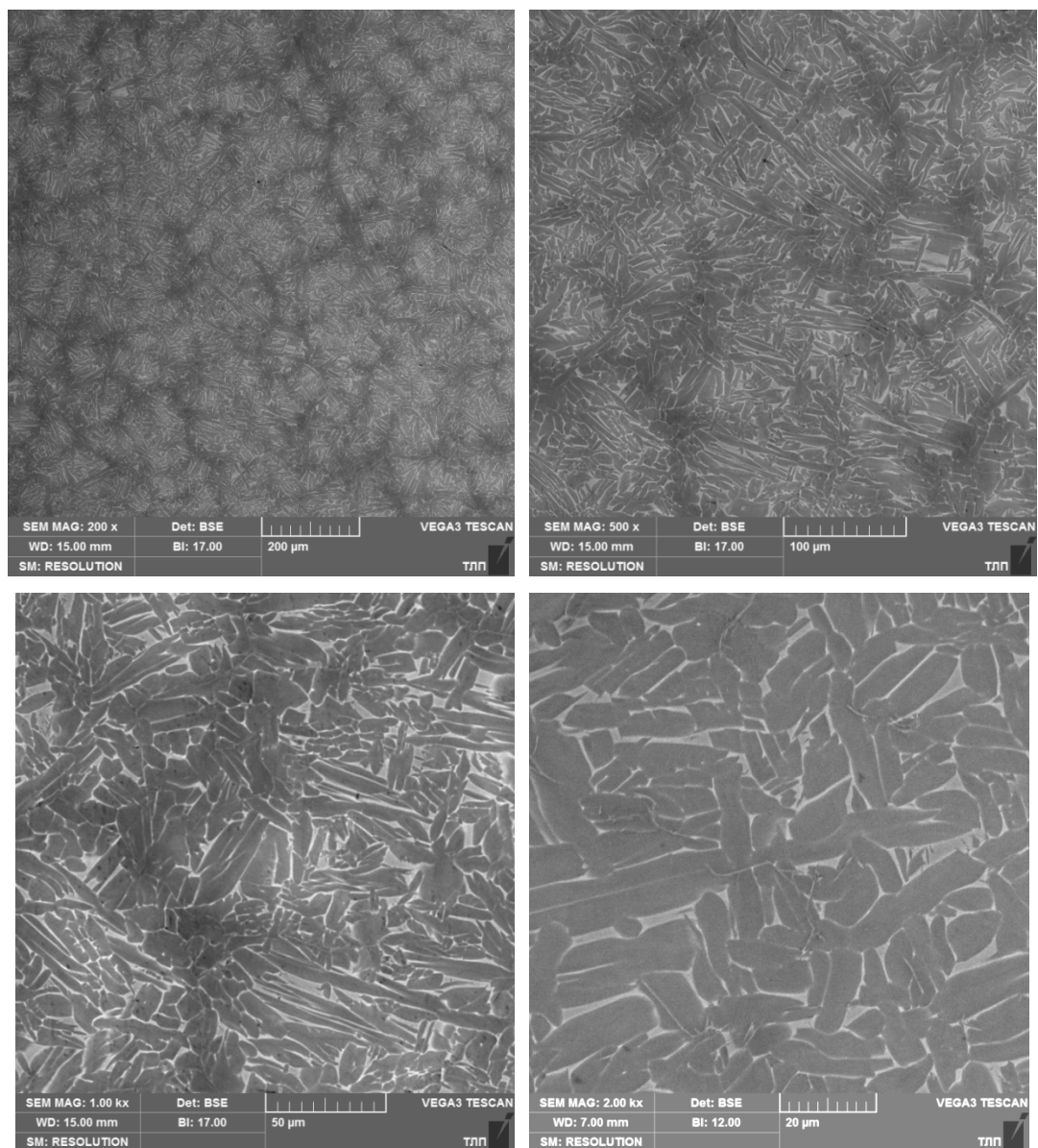


Рисунок 116 – Микроструктура гамма-сплава типа TNM-B1, плавка № 13

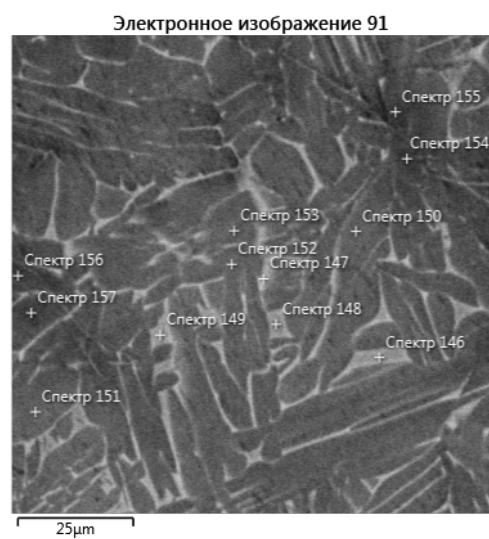


Рисунок 117 – Изображение спектров для EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 13

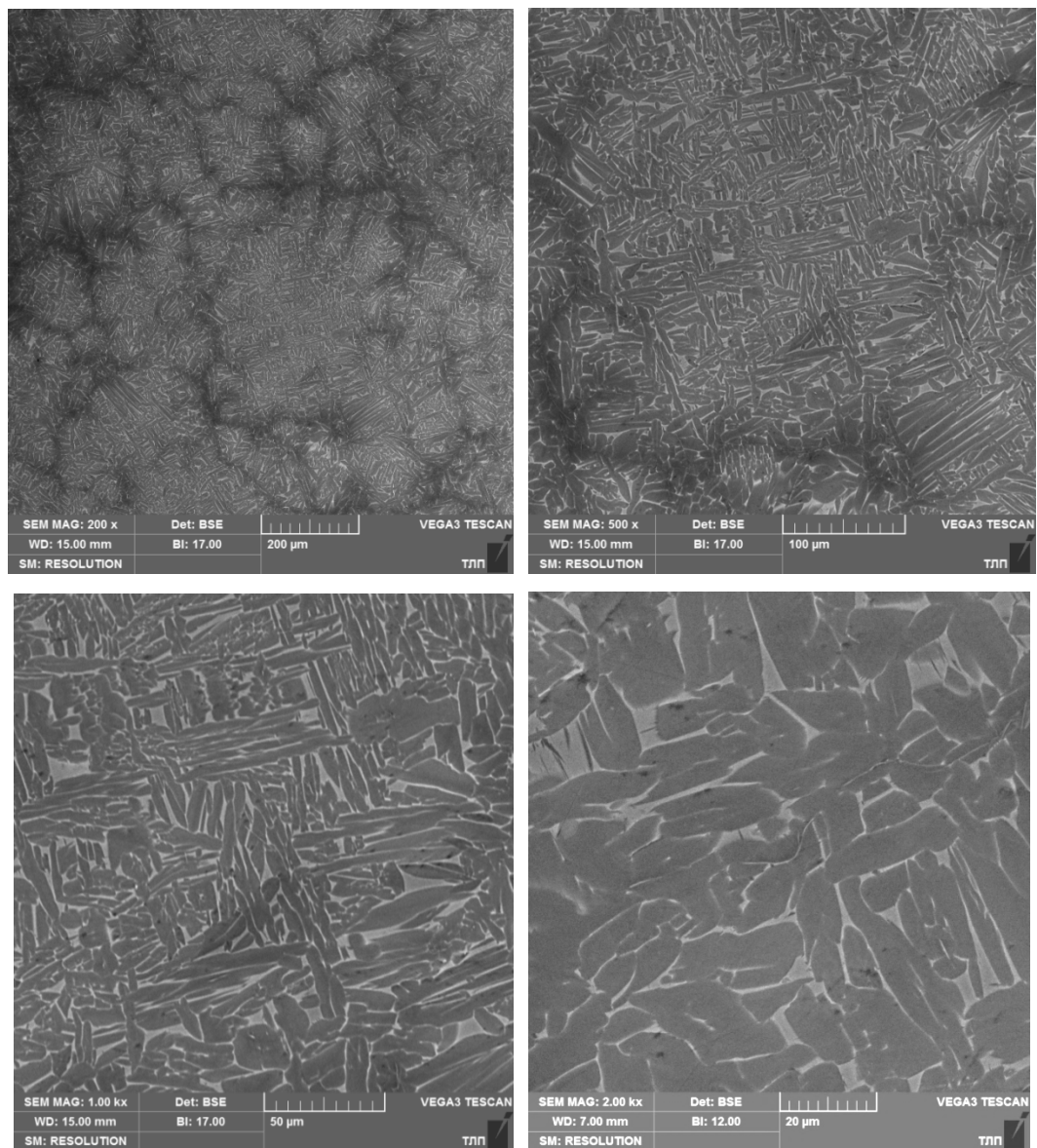


Рисунок 118 - Микроструктура российского анлога сплава TNM-B1, плавка № 17

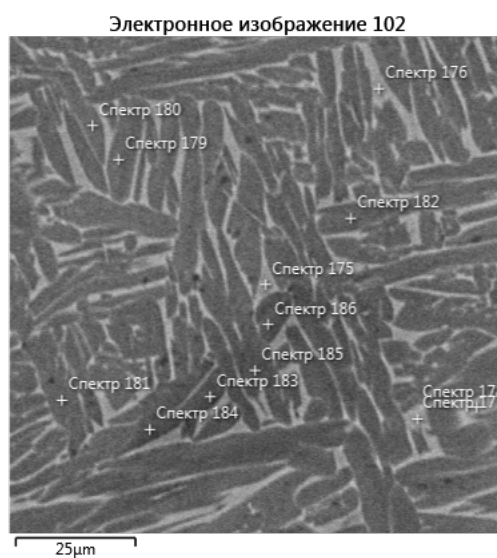


Рисунок 119 – Изображение спектров для EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 17

Таблица 82 – Результаты EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 13

Название спектра	Содержание элементов, % масс.				Содержание элементов, % ат.			
	Al	Ti	Nb	Mo	Al	Ti	Nb	Mo
Суммарный спектр карты	28,84	58,9	9,76	2,5	43,99	50,61	4,32	1,07
Суммарный спектр карты	28,03	60,04	9,44	2,49	42,93	51,8	4,2	1,07
Суммарный спектр карты	28,15	60,06	9,41	2,39	43,05	51,75	4,18	1,03
Спектр 146	24,68	61,56	10,7	3,07	38,97	54,76	4,91	1,36
Спектр 147	25	59,34	11,14	4,52	39,73	53,11	5,14	2,02
Спектр 148	24,93	62,01	10,29	2,78	39,18	54,9	4,69	1,23
Спектр 149	24,98	61,35	10,63	3,03	39,36	54,44	4,86	1,34
Спектр 150	29	59,69	9,19	2,12	44,01	51,03	4,05	0,9
Спектр 151	29,3	59,08	9,47	2,15	44,44	50,47	4,17	0,92
Спектр 152	28,25	59,31	9,89	2,55	43,29	51,2	4,4	1,1
Спектр 153	28,51	59	9,93	2,56	43,63	50,85	4,41	1,1
Спектр 154	29,69	60,59	8	1,72	44,57	51,22	3,49	0,72
Спектр 155	28,96	60,18	8,55	2,31	43,88	51,37	3,76	0,99
Спектр 156	29,41	61,08	7,86	1,65	44,19	51,69	3,43	0,7
Спектр 157	29,5	60,07	8,36	2,07	44,46	51	3,66	0,88

Таблица 83 – Результаты EDS анализа образца гамма-сплава, плавка № 17

Название спектра	Содержание элементов, % масс.				Содержание элементов, % ат.			
	Al	Ti	Nb	Mo	Al	Ti	Nb	Mo
1	2	3	4	5	6	7	8	9
Суммарный спектр карты	28,09	60,33	9,38	2,2	42,94	51,95	4,16	0,95
Суммарный спектр карты	27,69	60,79	9,17	2,35	42,43	52,47	4,08	1,01
Суммарный спектр карты	27,84	60,87	9,09	2,21	42,57	52,44	4,04	0,95
Спектр 175	25,04	63	9,76	2,21	39,13	55,47	4,43	0,97
Спектр 176	24,43	62,42	10,28	2,87	38,54	55,47	4,71	1,27

Продолжение таблицы 83

1	2	3	4	5	6	7	8	9
Спектр 177	24,25	61,78	10,61	3,36	38,45	55,17	4,88	1,5
Спектр 178	24,48	62,26	10,41	2,85	38,62	55,34	4,77	1,26
Спектр 179	27,96	61,89	8,73	1,42	42,52	53,02	3,86	0,61
Спектр 180	27,61	61,45	8,86	2,09	42,23	52,94	3,93	0,9
Спектр 181	28,11	61,52	8,58	1,79	42,74	52,7	3,79	0,77
Спектр 182	28,02	61,7	8,58	1,69	42,62	52,86	3,79	0,72
Спектр 183	26,95	62,55	8,86	1,63	41,33	54,02	3,95	0,7
Спектр 184	27,25	61,56	9,22	1,97	41,82	53,22	4,11	0,85
Спектр 185	28,3	61,3	8,43	1,97	42,99	52,45	3,72	0,84
Спектр 186	26,99	62,27	8,78	1,96	41,41	53,83	3,91	0,84

Как видно из анализа, микроструктуры и химический состав сплава-аналога плавов № 13 и 17 соответствует структуре базового сплава, что должно обеспечить заданный уровень механических свойств в отливках после операции ГИП и ТО.

4.2.2.1 Исследование структуры и свойств сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи

Проведена оценка структуры и свойств сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи в сопоставлении с характеристиками базового сплава.

В литературе представлены данные о механических свойствах базового сплава TNM-B1 в состоянии «литье+горячее изостатическое прессование (ГИП)», а также с последующей термической обработкой по различным режимам [68,124]. В этой связи в работе проводилось сопоставление структуры и свойств сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи и базового сплава TNM-B1 в состоянии после ГИП с последующей термообработкой.

Горячее изостатическое прессование образцов плавов № 13 и № 17 осуществляли на ОАО «Композит» по режиму: температура – 1250 °С; давление - 170 МПа; время выдержки – 4 часа.

Следует отметить, что данный режим ГИП несколько отличается от режима, который представлен для данного сплава в зарубежной литературе [68]: температура – 1200 °С;

давление - 200 МПа; время выдержки – 4 часа, охлаждение с печью со скоростью менее 8 К/мин.

Образцы после проведения ГИП представлены на рисунке 120.



Рисунок 120 – Образцы сплава-аналога TNM-B1 после ГИП

Микроструктура образца базового сплава TNM-B1 и сплава-аналога после ГИП представлена соответственно на рисунках 121 и 122.

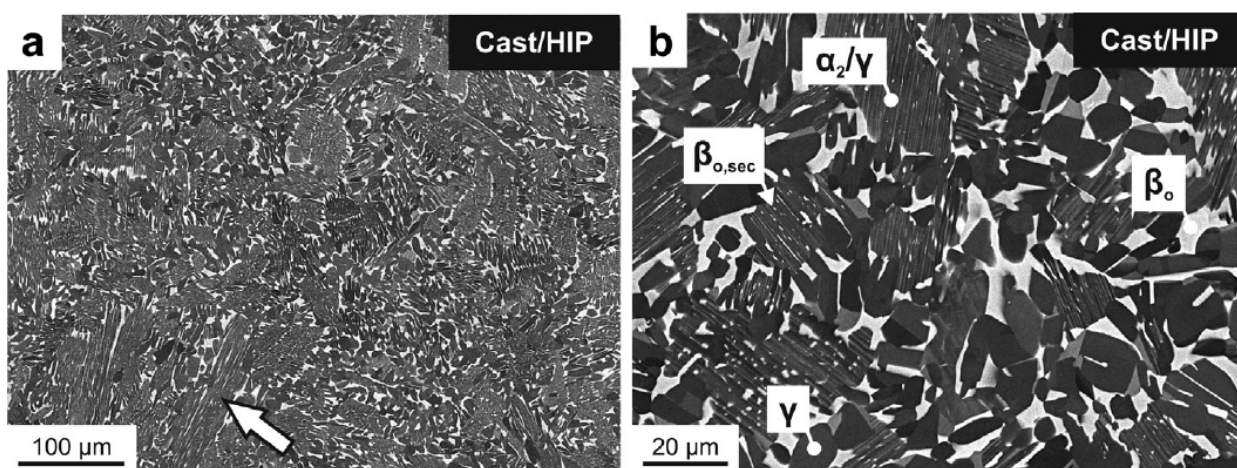


Рисунок 121 – Микроструктура базового сплава TNM-B1 после ГИП [68]

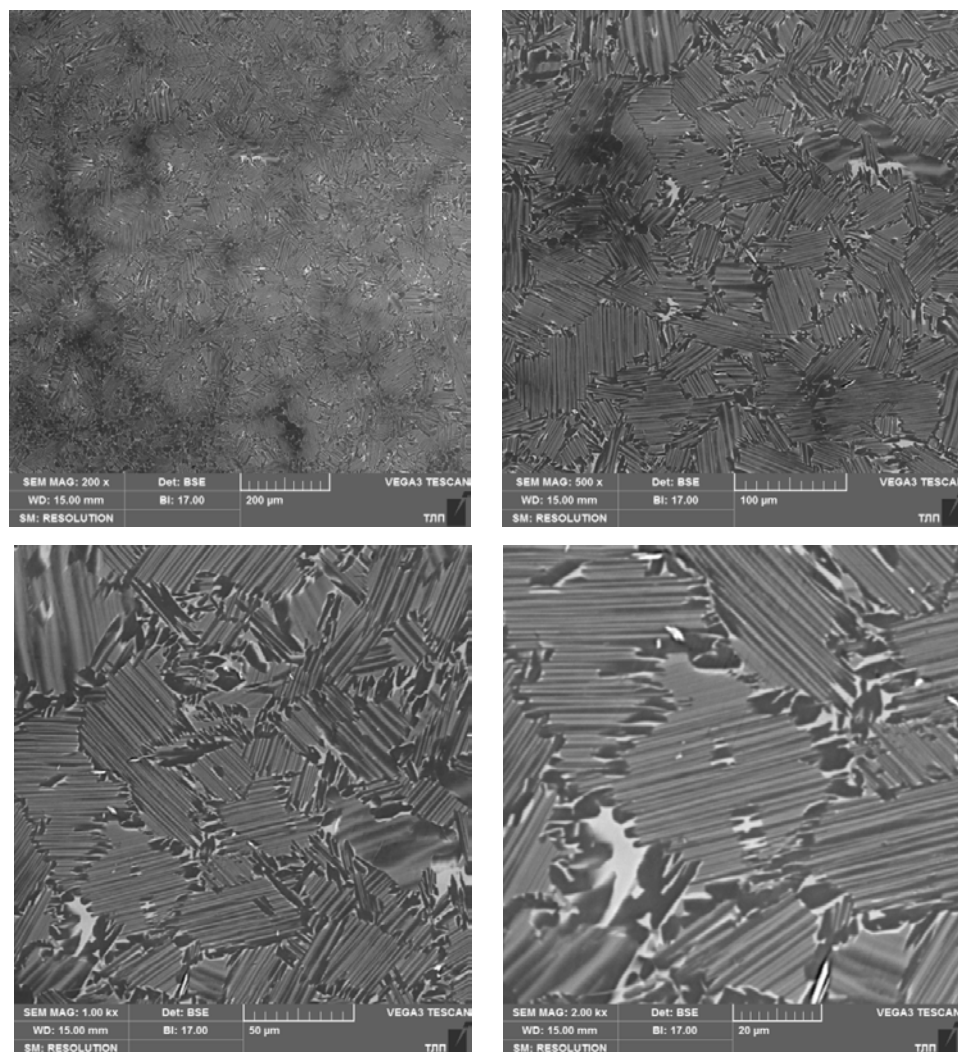


Рисунок 122 – Микроструктура образца сплава-аналога TNM-B1 после ГИП. Плавка № 17

Как видно, микроструктура образца сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи после ГИП несколько отличается от базового сплава TNM-B1, прежде всего количеством β -фазы, но в целом ему соответствует. Различие, по всей видимости, связано с температурой ГИП: для сплава-аналога она составила 1250 °С, а для базового сплава – 1200 °С.

Далее заготовки были подвергнуты термообработке по режиму: температура – 1250 °С, время выдержки – 2 часа; старение при 850 °С, 4 часа. Температура отжига была взята на основании расчетов, представленных в главе 3, температура старения взята как максимальная температура эксплуатации.

Микроструктура базового сплава TNM-B1 и сплава-аналога после ГИП и термообработки представлена на рисунках 123 и 124.

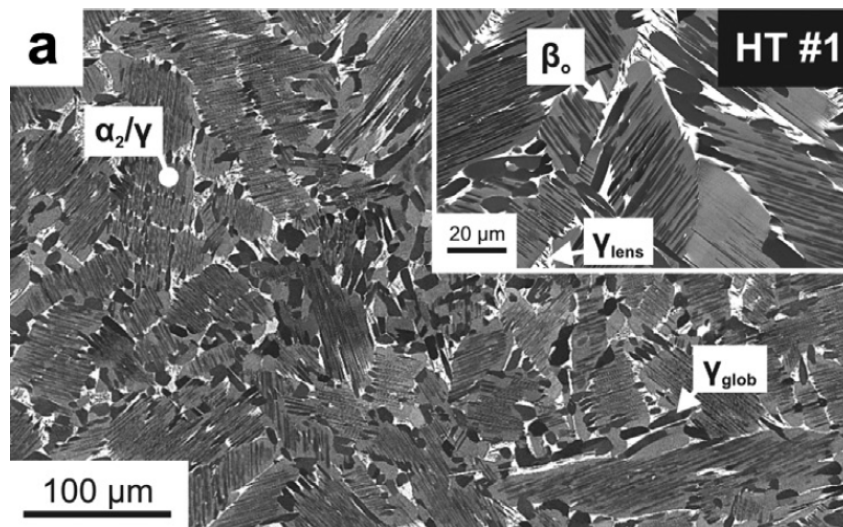


Рисунок 123 – Микроструктура базового сплава TNM-B1 после ГИП и ТО [68]

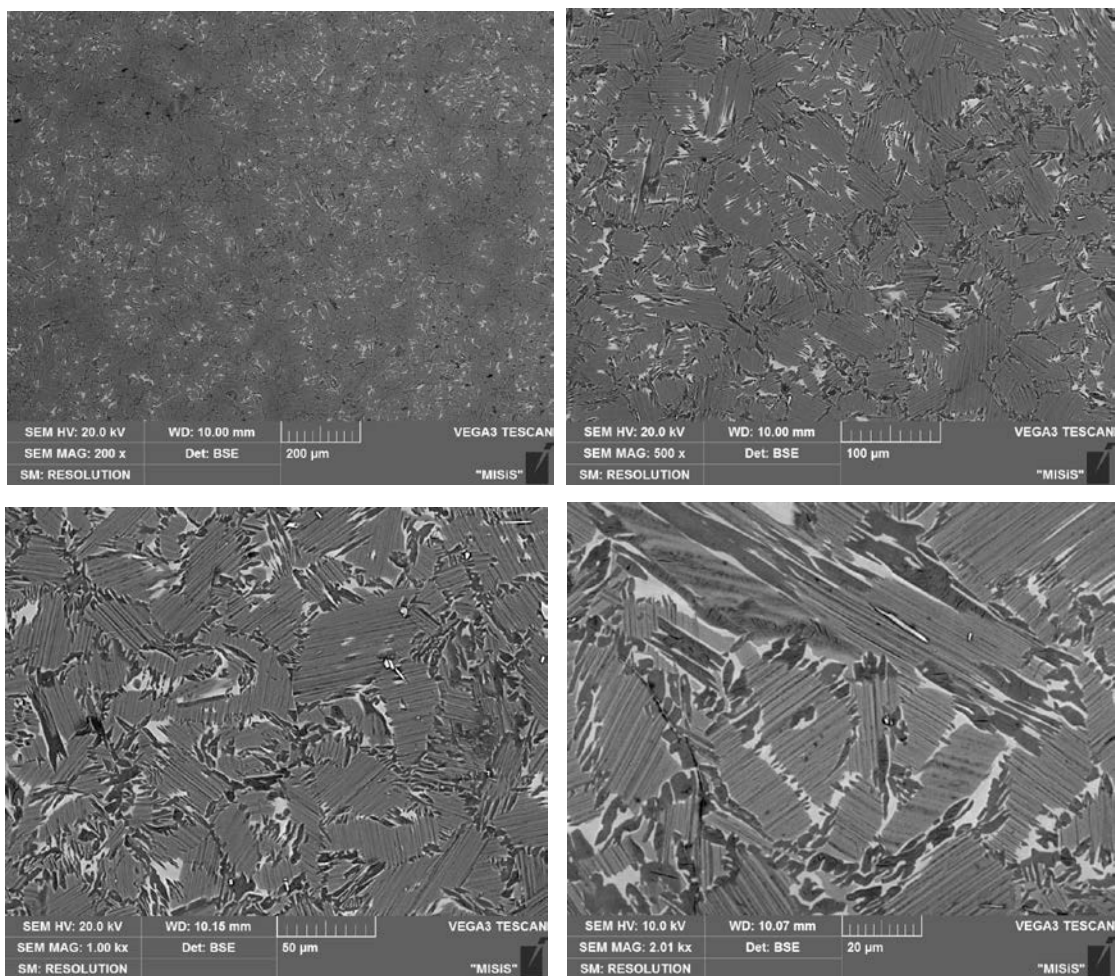


Рисунок 124 – Микроструктура сплава-аналога TNM-B1 после ГИП и термообработки.

Плавка № 13

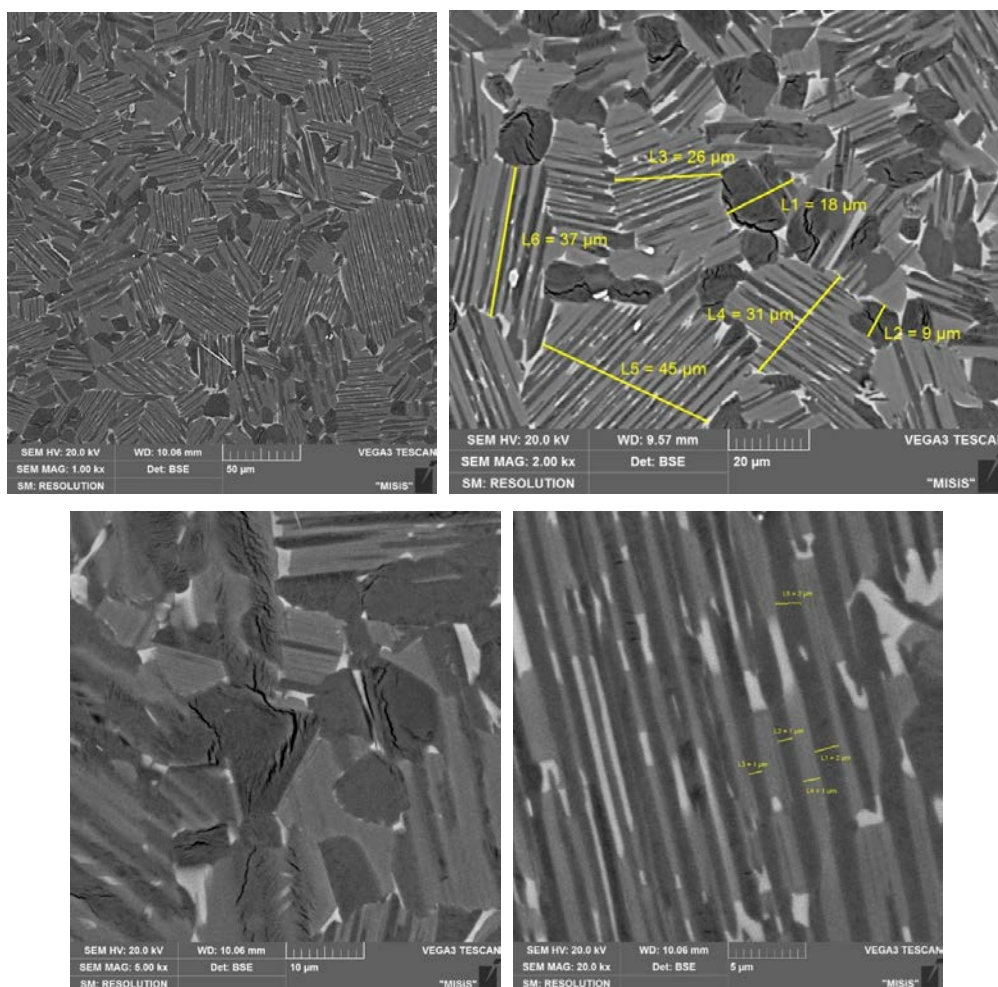
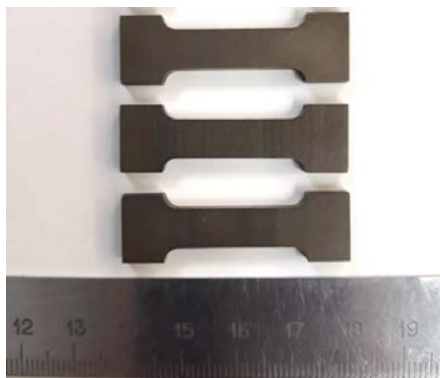


Рисунок 125 – Микроструктура сплава-аналога TNM-B1 после ГИП и термообработки.

Плавка № 17

Как видно, структура сплава-аналога соответствует базовому сплаву TNM-B1. Однако в структуре в областях, соответствующих глобулярной γ фазе, после термообработки появились микротрещины, которых не было после операции ГИП и которые, по всей видимости, будут ухудшать механические свойства. Толщина ламелей $\alpha_2 + \gamma$ фазы составляет 1-2 мкм.

Из полученных заготовок были изготовлены образцы для механических испытаний на растяжение при комнатной температуре (рисунки 126 и 127), и образцы для исследований свойств при повышенных температурах на установке Gleeble 3800 (рисунок 128).



а



б (№13-1)



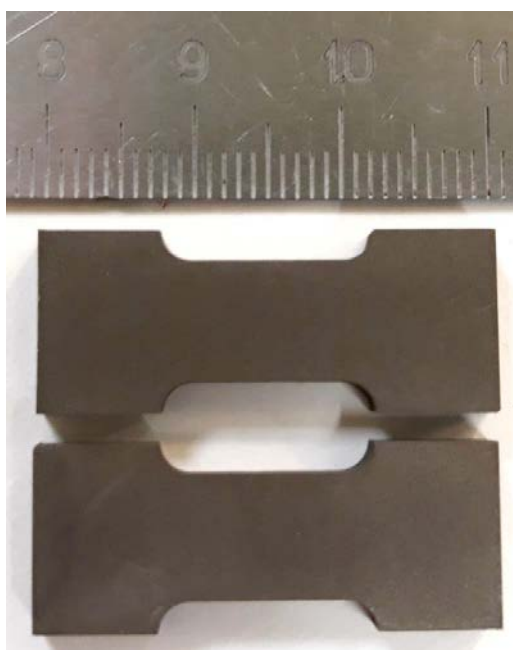
в (№13-2)



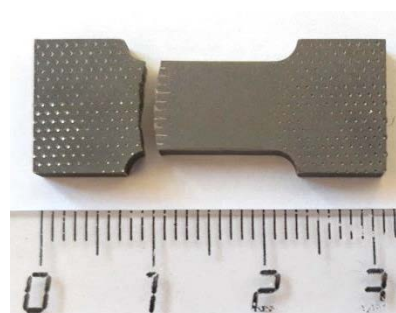
г (№13-3)

Рисунок 126 – Образцы до (а) и после (б-г) механических испытаний сплава-аналога TNM-B1.

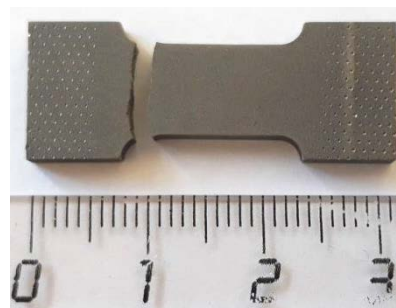
Плавка № 13



а



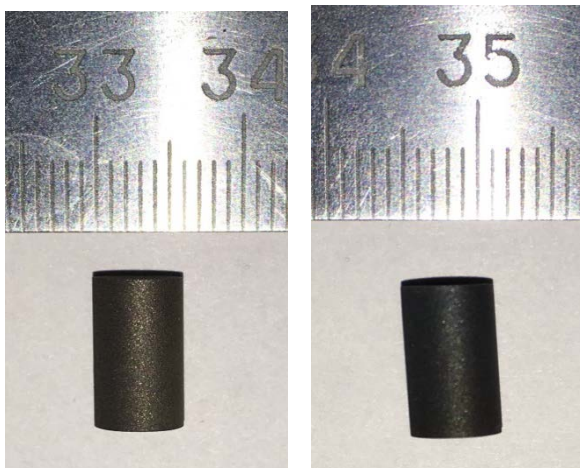
б (№17-1)



в (№17-2)

Рисунок 127 – Образцы до (а) и после (б-в) механических испытаний сплава-аналога TNM-B1.

Плавка № 17



а – до испытаний; б – после испытаний

Рисунок 128 – Образцы для высокотемпературных испытаний сплава-аналога TNM-B1 на установке Gleeble 3800 (Плавка № 17)

Результаты механических испытаний сплава-аналога TNM-B1 на растяжение при комнатной температуре представлены на рисунках 129 и 130, и в таблице 84.

Zwick / Roell Стандартный протокол 19-мар-18

Таблица параметров:

Скорость испытания: 4 mm/min
Расчетная длина : 10,00 mm

Оператор : Просвиряков А.С.

Результаты:

Обозначение	Подсерия #37 Nr	Материал	Rp 0.2 MPa	Rm MPa	пласт. Удлинение %
	138	TiAl13	-	591	-0,0
	139	TiAl13	-	616	-0,0
	140	TiAl13	-	648	-0,0

График серии:

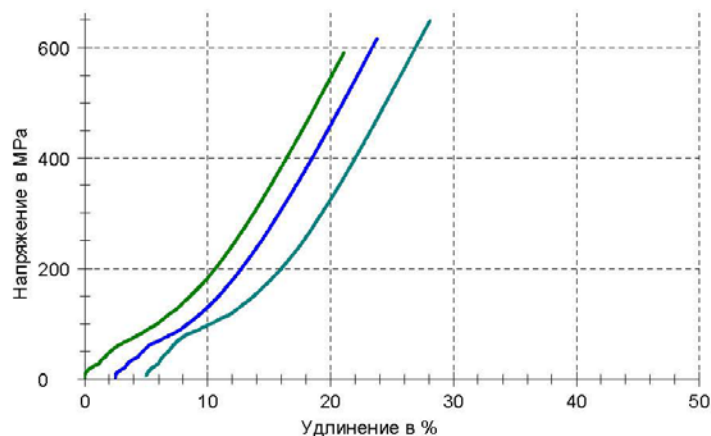


Рисунок 129 – Результаты механических испытаний сплава-аналога TNM-B1 на растяжение при комнатной температуре. Плавка № 13

Таблица параметров:

Скорость испытания: 4 mm/min Оператор : Просвиряков А.С.
 Расчетная длина : 10,00 mm

Результаты:

Обозначение	Подсерия #36 Nr	Материал	Rp 0.2 MPa	Rm MPa	пласт. Удлинение %
	135	1-1	-	591	0,0
	136	1-2	-	559	-0,0

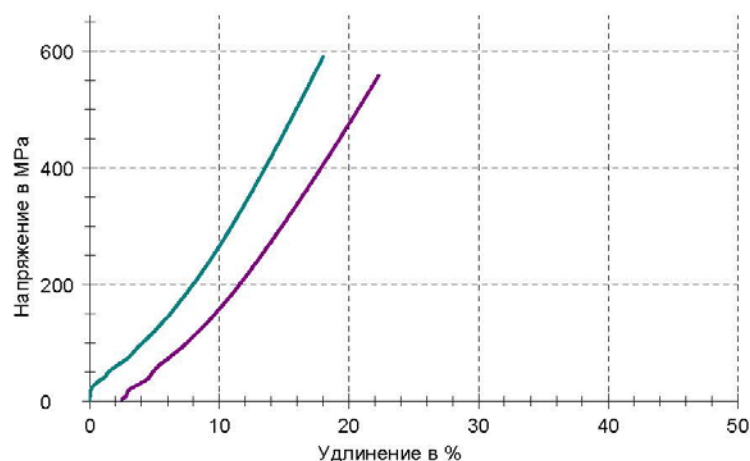
График серии:


Рисунок 130 – Результаты механических испытаний сплава-аналога TNM-B1 на растяжение при комнатной температуре. Плавка № 17

Таблица 84 – Механические свойства сплава-аналога TNM-B1 (состояние «литье+ГИП+ТО)

№ п/п	№ плавки	№образца	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %
1	13	13-1	591	-
2	13	13-2	616	-
3	13	13-3	648	-
4	17	17-1	591	-
5	17	17-2	559	-

Фрактограммы изломов образцов сплава-аналога TNM-B1 после механических испытаний представлены на рисунках 131 -132. Значения твердости сплава-аналога TNM-B1 представлены в таблице 85.

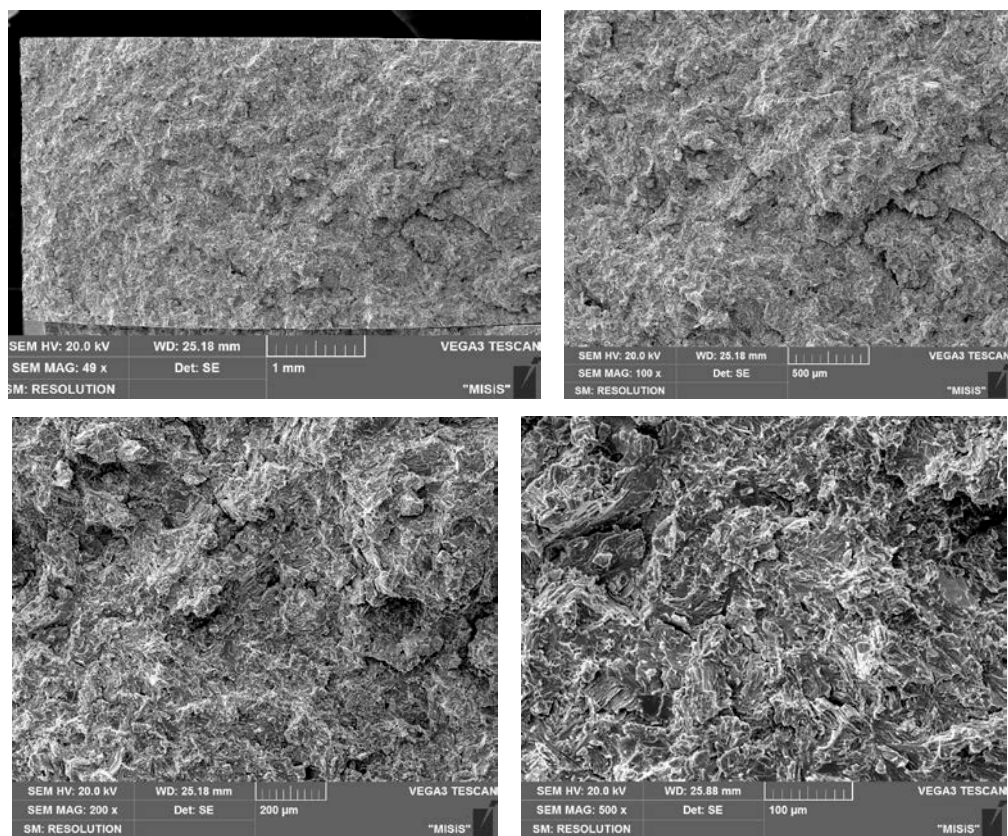


Рисунок 131 – Фрактограммы изломов образцов сплава-аналога TNM-B1. Плавка № 13
(Образец №13-3)

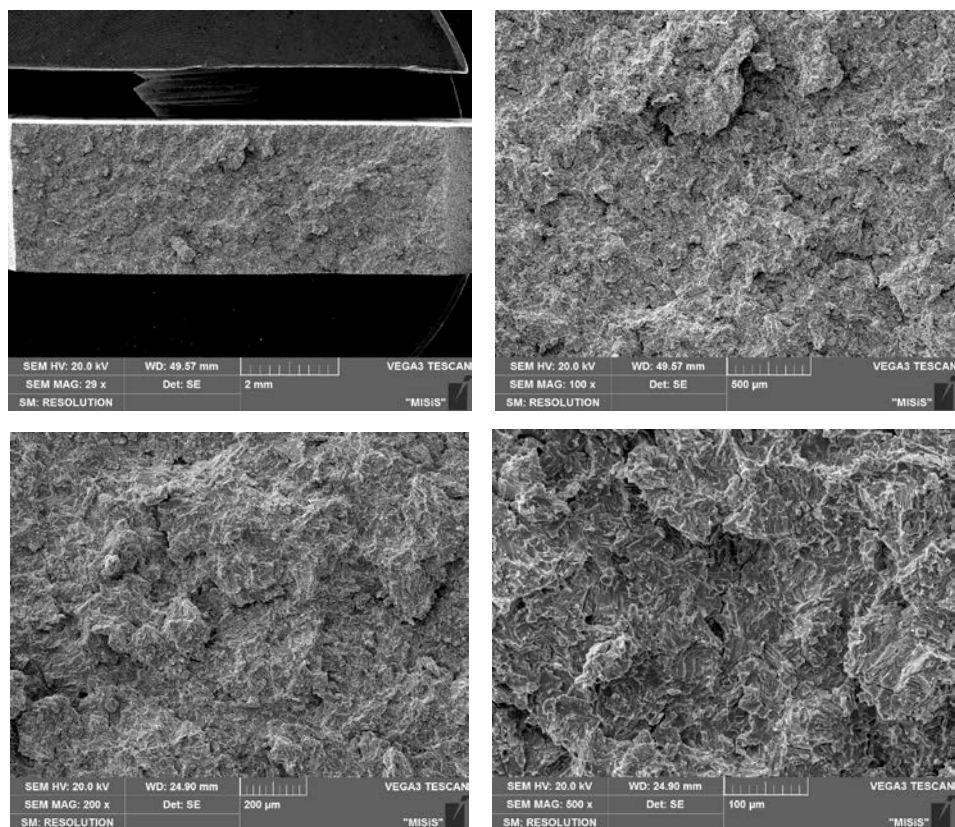


Рисунок 132 – Фрактограммы изломов образцов сплава-аналога TNM-B1. Плавка № 17
(Образец №17-1)

Таблица 85 – Данные твердости образцов сплава-аналога TNM-B1. Плавка № 17.

№ п/п	№ плавки	Значение твердости HV10 литого образца			Значение твердости HV10 литого образца + ГИП		
		Мини- мальное	Макси- мальное	Среднее	Мини- мальное	Макси- мальное	Среднее
2	17	416,04	448,48	434,73±13,64	303,28	353,54	330,69±16,59

Максимальный уровень предела прочности сплава-аналога TNM-B (648МПа), полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb, при комнатной температуре на 5 % ниже базового сплава (685 МПа [125]). Излом хрупкий, имеются участки, свидетельствующие о наличии дефектов в виде трещин. Среднее значение микротвердости образцов сплава-аналога TNM-B1 после ГИП на 5 % ниже справочных данных для базового сплава TNM-B1, которые приводит компания GFE, что говорит о соответствии полученных значений для экспериментального и базового сплавов.

Исследования структуры и фрактограмм объясняют полученный заниженный уровень характеристик сплава-аналога TNM-B1, который обусловлен наличием в структуре микротрещин (см. рисунок 125).

Следует также отметить, что для сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb в дуговой печи, достигнутый уровень предела прочности при комнатной температуре превышает свойства всех других известных импортных Ti-Al гамма-сплавов [125], за исключением TNM-B1 (рисунок 133).

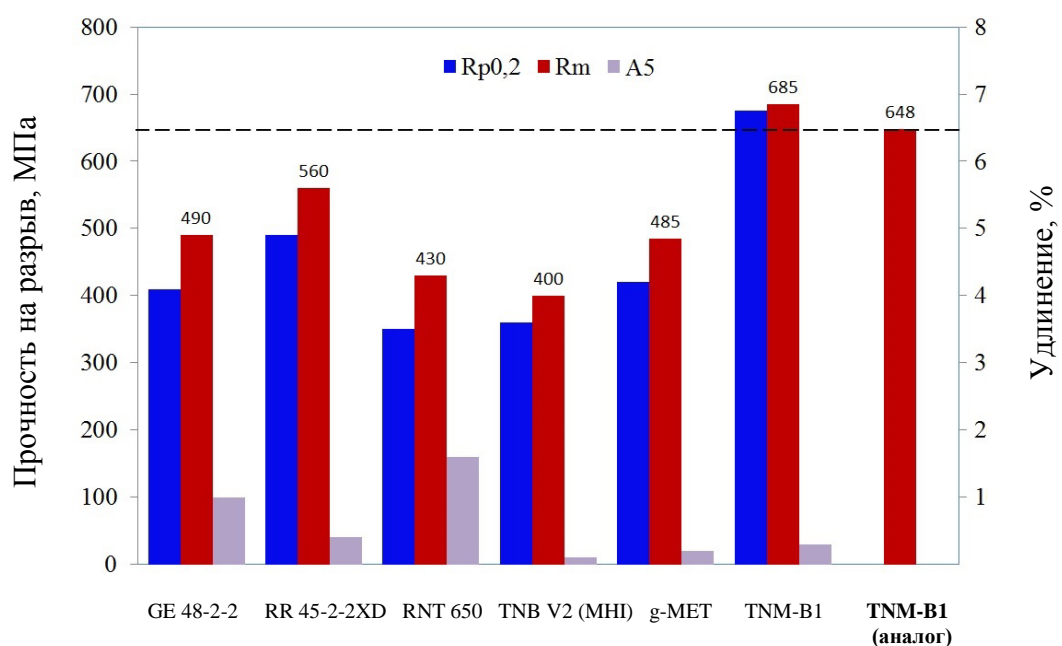


Рисунок 133 – Свойства гамма-сплавов

Полученные данные подтверждают перспективность разработанной технологии получения гамма-сплавов Ti-Al с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb. При этом требуется оптимизация режимов последующей термообработки для получения бездефектной структуры и гарантированного высокого уровня механических свойств.

Для получения информации об упругих, прочностных свойствах компактных образцов материалов, использовали многофункциональный испытательный комплекс «Gleeble System 3800» (Dynamic Systems, Inc., USA). В ходе исследования были проведены контролируемые по скорости, температуре и степени инициированной деформации испытания на одноосную осадку цилиндрических образцов (диаметром 6 мм и высотой 10 мм).

Пластичность материала, уровень сопротивления пластической деформации и ресурс пластичности до разрушения в значительной мере определяется не только температурой и схемой напряжённого состояния, но и скоростью нагружения или скоростью деформирования. Поэтому, скорость деформации при всех испытаниях поддерживалась на одном и том же уровне (порядка 10^{-3} с^{-1}).

Деформация в упругой + частично пластичной области позволила установить значения и температурные зависимости модуль Юнга (E), и условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела пропорциональности в широком диапазоне температур. Результаты представлены в таблице 86 и на рисунках 134 - 135.

Таблица 86 – Механические свойства сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Nb и Al-Mo и базового сплава TNM-B1 (производство GFE, Германия)

№ п/п	Температура, °C	Абсолютная температура, К	Модуль Юнга сплава- аналога TNM-B1, ГПа	Предел текучести при сжатии сплава- аналога TNM-B1, МПа	Предел пропорцио- нальности сплава- аналога TNM-B1, МПа	Предел прочности базового- сплава TNM-B1 (GFE) [125]
1	25	298	135	764	647	685
2	600	873	107	668	615	670
3	700	973	94	606	533	650
4	800	1073	85	539	446	525
5	900	1173	82	432	269	305
6	1000	1273	75	288	94	

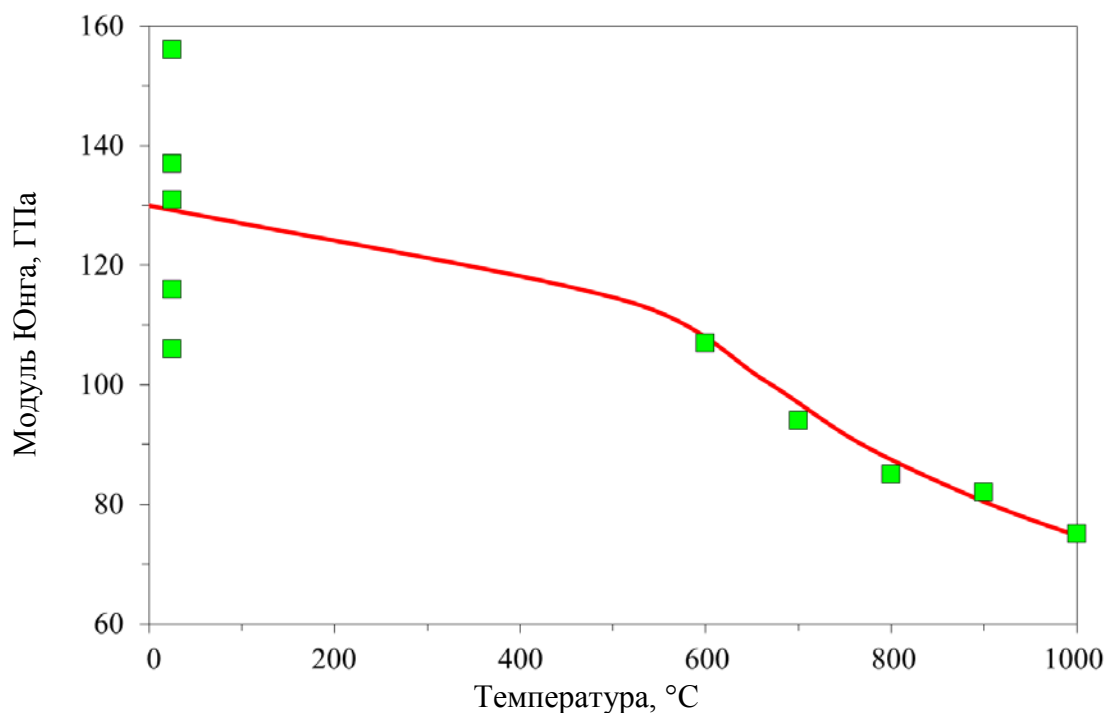
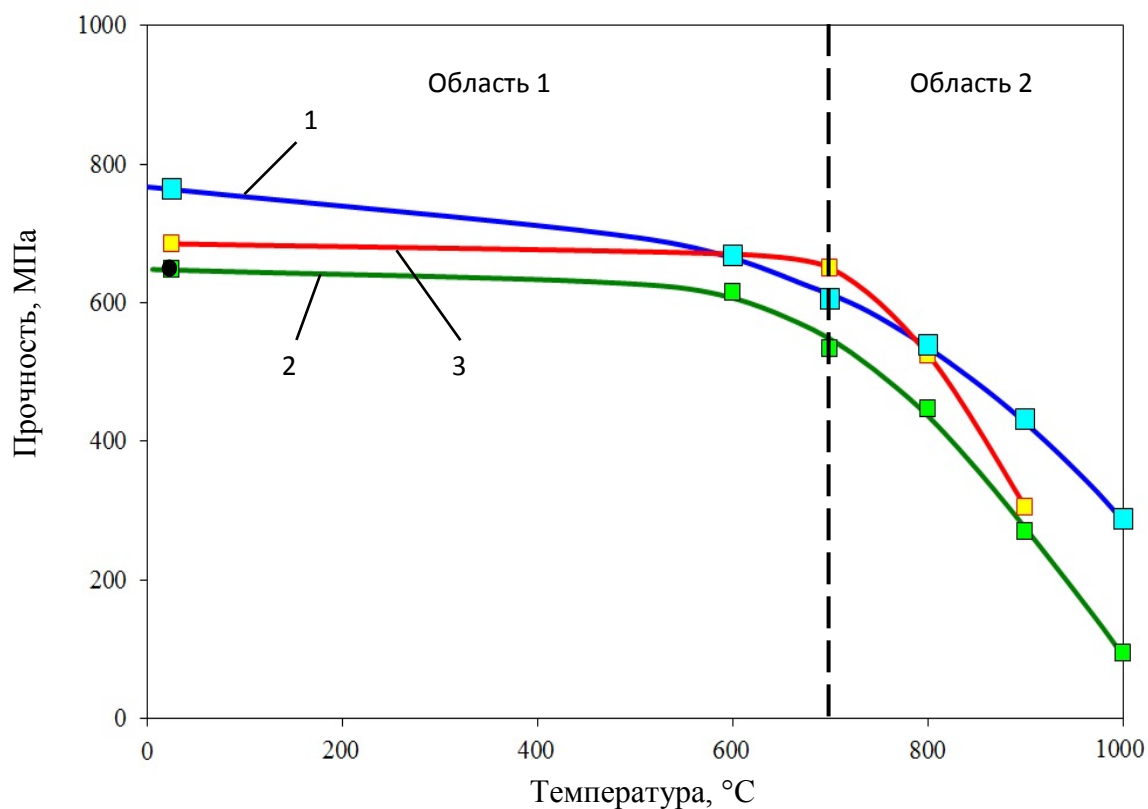


Рисунок 134 – Температурная зависимость Модуля Юнга



1 - условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) при сжатии для сплава-аналога TNM-B1;

2 - предел пропорциональности для сплава-аналога TNM-B1;

3 - предел прочности при растяжении базового сплава TNM-B1 (по данным GFE [125]);

4 - максимальное экспериментальное значение предела прочности на разрыв сплава – аналога TNM-B1 при комнатной температуре.

Рисунок 135 – Температурные зависимости механических свойств для сплава TNM-B1

Область 1 на графике соответствует практически нулевой пластичности для сплава TNM-B1 [125]. В этой области сплав-аналог TNM-B1, полученный с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb при испытаниях на сжатие показывает высокий уровень предела текучести, сопоставимый с базовым сплавом TNM-B1 [47]. Однако, учитывая практически нулевое удлинение при испытаниях образцов на растяжение вплоть до температуры 700 °C, допустимо оценивать предел прочности материала по его пределу пропорциональности. Область 2 характеризуется повышением пластичности, следовательно, в данной области для оценки прочности материала могут быть использованы значения предела текучести. При этом предел прочности может быть несколько выше.

Однако, несмотря на общее снижение упруго-силовых параметров материала, вплоть до температуры 600-700 °C, материал остаётся довольно жёстким и прочным. Модуль Юнга при нагреве до 600 °C снизился всего на 21 %, а предел текучести примерно на 13 %, а предел пропорциональности остался практически на прежнем уровне.

Действительно же существенная и ускоренная деградация прочностных характеристик начинает наблюдаться только после 600-700 °C. Так например, темп снижения предела прочности в температурной области: 900-1000 °C составляет уже 1,6 МПа/К, что в несколько раз выше, чем в температурной области до 600 °C. Кроме того, предел пропорциональности, при повышении температуры испытания выше 600 °C деградирует ещё быстрее, чем условный предел прочности. При температуре 1000 °C его значение уже ниже 100 МПа.

Полученные данные свидетельствуют о высоких механических характеристиках сплава-аналога TNM-B1, полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb. Значения прочности на 5-7 % ниже, чем у базового сплава TNM-B1 (производство GFE, Германия) при температурах до 700 °C. При температуре выше 800 °C свойства сплава-аналога и базового сплава TNM-B1 сопоставимы.

4.3 Выводы по разделу

1 Для приготовления интерметаллидных расплавов на базе системы Ti-Al вакуумная индукционная плавно-заливочная установка Consarc с холодным тиглем с электрической мощностью 300-305 кВт не обеспечивает получение заданного химического состава при использовании в составе шихты тугоплавких легирующих металлов в чистом виде., Успешно может использоваться данная установка для изготовления фасонных отливок, когда в качестве шихты применяются слитки готового по химическому составу сплава.

2 Применительно к приготовлению перспективных гамма-сплавов, в которых кроме титана и алюминия содержатся тугоплавкие элементы, включая Nb, Mo, Cr, Zr и др., использование легкоплавких лигатур на основе алюминия видится весьма перспективным.

3 На основании анализа диаграмм состояния Al-Mo и Al-Nb выбраны составы лигатуры: с содержанием молибдена - 22 % ат (50 % масс), остальное алюминий, температура плавления порядка 1560 °C; с содержанием алюминия ~75 % ат (46 % масс), остальное ниобий, с температурой плавления 1680 °C.

4 В качестве физических параметров свойств лигатур изучены плотность, теплопроводность, теплоемкость и электропроводность.

Согласно расчетам, лигатура Al-Mo при содержании Mo на уровне 50 % масс. имеет плотность 4272 кг/м³. Лигатура Al-Nb при содержании Nb 54 масс. % имеет плотность 4285 кг/м³.

При массовой доле алюминия порядка 50 %, теплопроводность и теплоемкость лигатуры Al-Mo составляют 170 Вт/м·K и 401 Дж/кг·K, а для лигатуры Al-Nb эти же параметры составляют 289 Вт/м·K и 416 Дж/кг·K,

Электропроводность ($\gamma_k \times 10^6, 1/(\Omega \cdot m)$) лигатур с увеличением в них массовой доли молибдена и ниобия уменьшается. При содержании в бинарной лигатуре на основе алюминия 50 % Mo или 50 % Nb, соответственно, составляет 24 и 11.

5 Показано, что совокупность свойств лигатур Al-Mo и Al-Nb создает предпосылки для их эффективного использования при приготовлении гамма-сплавов. Температура плавления и плотность лигатур, сопоставимы с параметрами для титана и гамма-сплавов, что должно обеспечить эффективное усвоение легирующих элементов и равномерное распределение их в объеме расплава. Низкие теплоемкость и теплопроводность лигатур должны обеспечить более быстрое их расплавление. Высокое электросопротивление (или низкая электропроводность) должны обеспечить ускорение процесса расплавления лигатур в индукционных печах.

6 Установлено, что применение в качестве основы сплавов губчатого титана марки ТГ110 не позволяет получать сплав-аналог TNM-B1 ни по химическому составу, ни по структуре. Причина – загрязненность губчатого титана примесями. В связи с этим в дальнейшей работе для приготовления гамма-сплавов Ti-Al с целью предотвращения загрязнения расплава включениями использовали иодидный титан. В результате впервые был получен гамма-сплав близкий к базовому сплаву TNM B1 по химическому составу и структуре.

7 Для определения механических и технологических свойств Ti-Al сплавов была спроектирована и изготовлена графитовая форма для литья в вакуумной дуговой печи с медным водоохлаждаемым тиглем Агс 200 плоских заготовок и для последующего изготовления из них образцов для определения механических свойств Ti-Al сплавов.

8 Установлено, что максимальный уровень предела прочности сплава-аналога TNM-B (648 МПа), полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb, при комнатной температуре на 5 % ниже базового сплава (685 МПа). Излом хрупкий, имеются участки, свидетельствующие о наличии дефектов в виде трещин. Среднее значение микротвердости образцов сплава-аналога TNM-B1 после ГИП лишь на 5 % ниже справочных данных для базового сплава TNM-B1, которые приводит компания GFE, что говорит о соответствии полученных значений для экспериментального и базового сплавов. При этом достигнутый уровень предела прочности при комнатной температуре превышает свойства всех других известных импортных Ti-Al гамма-сплавов.

9 Показана перспективность разработанной технологии получения гамма-сплавов Ti-Al с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb. Однако требуется дополнительная работа по оптимизации режимов последующей термообработки для получения бездефектной структуры и гарантированного высокого уровня механических свойств.

ГЛАВА 5 ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ РАЗРАБОТАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОТЛИВОК ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ ГАММА СПЛАВОВ Ti-Al

5.1 Сравнительный анализ эффективности новой и традиционной технологий изготовления фасонных отливок из гамма-сплава Ti-Al

Проведена сравнительная оценка эффективности изготовления отливок лопаток компрессора высокого давления (КВД) авиадвигателя традиционной технологией индукционного переплава слитков готового базового сплава TNM-B1 (производство компании GFE, Германия) с заливкой в центробежно-вращающиеся формы и технологии, основанной на совмещении процесса приготовления сплава-аналога TNM-B1 с использованием лигатур Al-Nb и Al-Mo с процессом изготовления отливок по безмодельной технологии методом гравитационного литья в многоразовые графитовые формы.

Производственные плавки проводили на ПАО «ОДК-УМПО», использовалась плавно-заливочная установка с медным водоохлаждаемым тиглем Consarc. Заливка графитовой формы осуществлялась в дуговой печи Arc200 в лабораторных условиях НИТУ «МИСиС».

Для проведения экспериментов в производственных условиях была разработана конструкция литниково-питающей системы (ЛПС) для центробежного литья. Вместе с лопатками предусмотрено изготовление цилиндрических образцов для механических испытаний и исследования структуры. Конструкция ЛПС разрабатывалась исходя из особенностей литья гамма-сплавов TiAl, которые обусловлены несколькими факторами:

1 Высокая реакционная способность сплава, которая обуславливает интенсивное взаимодействие с атмосферой печи, футеровкой и материалом литейной формы.

2 Низкие литейные свойства сплава: низкая жидкотекучесть и высокая склонность к образованию горячих (во время кристаллизации сплава) и холодных (во время охлаждения отливки в литейной форме) трещин. Очень малая пластичность.

3 Высокая чувствительность сплава к минимальному изменению химического состава и содержанию включений и пор.

4 Сложность геометрии изготавливаемых отливок, включая лопатки ГТД.

5 Ограничение температуры перегрева расплава при индукционной плавке из-за низкого КПД, поскольку значительное количество тепла уносится в результате охлаждения медного тигля.

При конструировании ЛПС стремились к обеспечению спокойного заполнения формы без турбулентных потоков, из-за которых может образоваться пористость.

Для повышения плотности использовали прибыли, которые располагаются горизонтально сбоку по отношению к тепловому узлу для питания в условиях действия центробежных сил.

Электронная модель отливки лопатки КВД представлена на рисунке 136.



Рисунок 136 – Электронная модель отливок лопатки КВД

Для подтверждения эффективности разработанной ЛПС проведено компьютерное моделирование процессов заполнения литейной формы расплавом и затвердевания отливки в системе ProCast.

Исходные параметры моделирования:

- температура заливки – 1650 °С;
- температура формы – 700 °С;
- скорость вращения формы – 250 об./мин.

При моделировании использовались свойства материалов, полученные ранее экспериментальным путем, которые позволяют более точно моделировать процессы заполнения литейной формы расплавом и затвердевания отливки (рисунок 137).

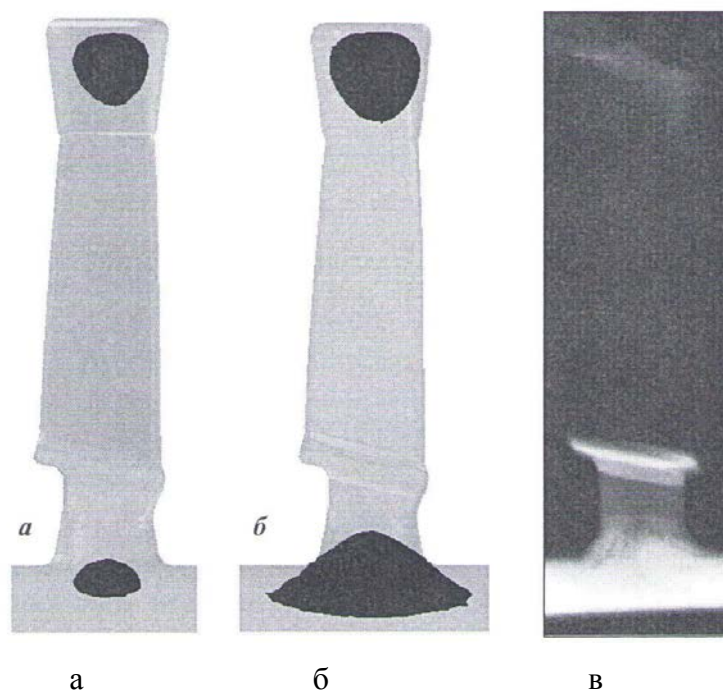


Рисунок 137 – Сравнение результатов моделирования отливки из гамма-сплава TiAl с использованием свойств материалов из базы данных ProCast (а) и полученных экспериментальным путем (б) и рентгенографический снимок (в) [86]

Результаты моделирования ЛПС представлены на рисунке 138.

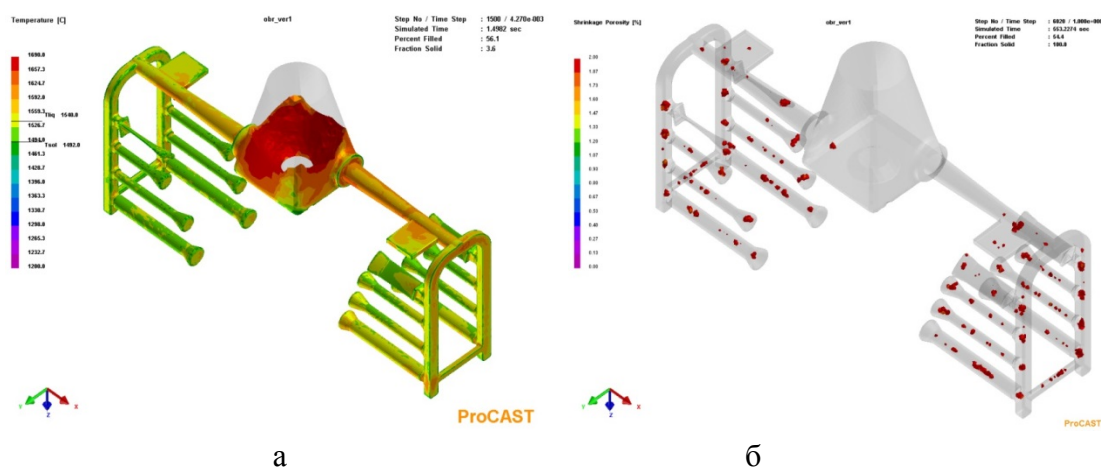


Рисунок 138 – Фрагменты моделирования процессов заполнения литейной формы расплавом (а) и затвердевания отливок лопаток КВД и образцов из сплава TNM-B1 (б) в поле центробежных сил

С использованием разработанной конструкции ЛПС на ПАО «ОДК-УМПО» были изготовлены отливки лопаток КВД и образцы для исследования структуры и свойств. Для изготовления выплавляемых моделей использовали модельный состав ПС50-50. При

изготовлении керамической литейной формы первый слой изготавливали с использованием связующего ЕНТ Binder на водной основе и микропорошка оксида иттрия зернистостью 125-300 меш. для обеспечения минимального взаимодействия металла с формой. Последующие слои оболочки изготавливали на основе этилсиликата ЭТС-40, побсыпка и наполнитель – электрокорунд. Стадии изготовления отливок представлены на рисунке 139.



а



б



в



г

а – модельный блок; б – керамические форм;

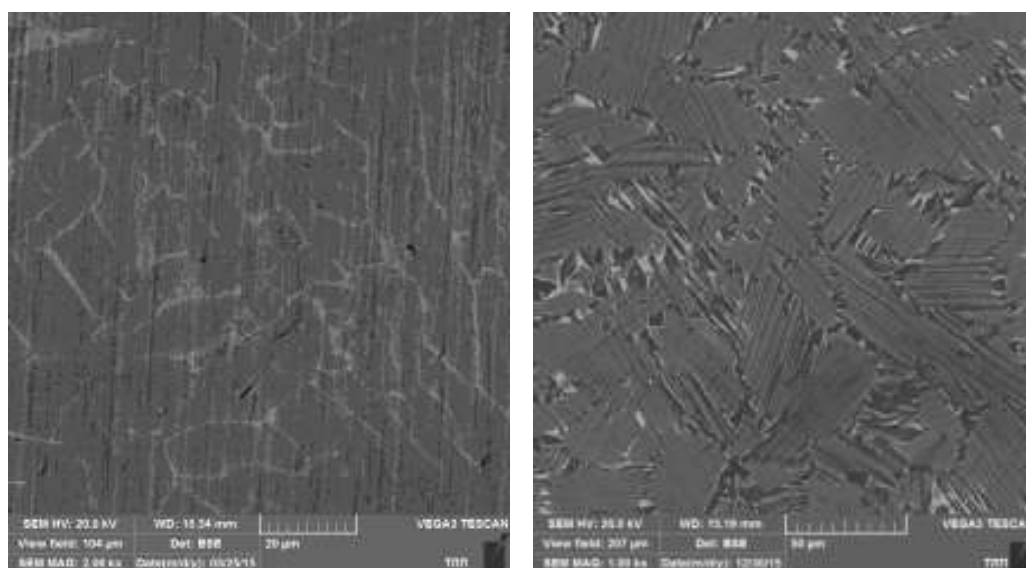
в – контейнер для заливки; г – готовые отливки с ЛПС

Рисунок 139 – Изготовление отливок лопаток КВД и образцов для исследования структуры и свойств из базового сплава TNM-B1 (производство GFE, Германия)

В результате получены образцы лопаток КВД и цилиндрические заготовки для определения структуры и свойств. Образцы были подвергнуты ГИП с последующей термообработкой. Использовался следующий режим:

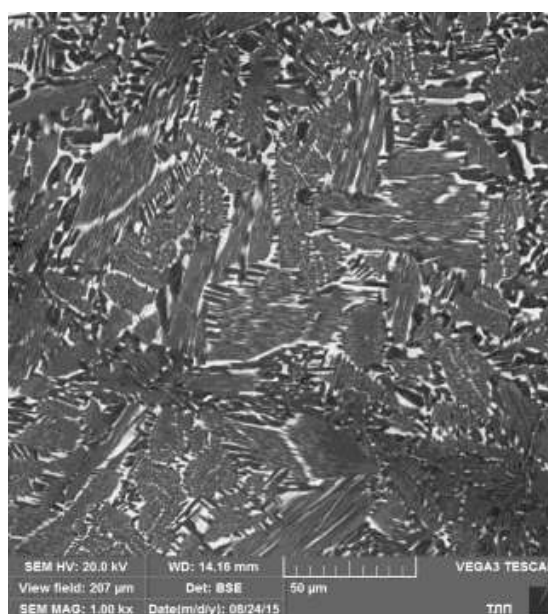
- ГИП: температура – 1250 °С; давление - 170 МПа; время выдержки – 4 часа;
- ТО: температура – 1250 °С, время выдержки – 2 часа; старение при 850 °С, 4 часа.

Микроструктуры образцов базового сплава TNM-B1, полученных центробежным литьем в разовые керамические формы, в различных состояниях (литье, ГИП, ТО) представлены на рисунке 140.



а

б



в

а-литье; б –ГИП; в –ТО

Рисунок 140 – Микроструктура базового сплава TNM-B1 после центробежного литья в керамические формы

В таблице 87 представлены результаты механических испытаний базового сплава TNM-B1 при комнатной температуре.

Таблице 87 – Механические свойства базового сплава TNM-B1, полученного центробежным литьем в керамические формы с последующим ГИП и ТО

Метка образца	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Примечание
Образец 1-1	676	715	0,79	С датчиком деформации
Образец 1-2	-	681	0,23	С датчиком деформации
Образец 1-3	-	702	-	Без датчика деформации

Как видно, полученные значения предела прочности при комнатной температуре для базового сплава TNM-B1, полученного центробежным литьем в керамические формы с последующим ГИП и ТО, находятся в интервале 681 – 715 МПа при среднем значении 699 МПа. При этом минимальное значение получилось меньше заявленного производителем сплава – компанией GFE (700 МПа). Минимальный уровень свойств для отливок из базового сплава TNM-B1, полученных литьем в керамические формы (682 МПа), несколько выше, однако сопоставим с уровнем свойств сплава-аналога при литье в графитовые формы (648 МПа) (См. таблицу 84).

Следует отметить, что данная технология имеет ряд ограничений, в первую очередь связанных с особенностями изготовления разовых керамических форм, которая с одной стороны должна обеспечить формирование сложной геометрии, а с другой стороны минимальное химическое взаимодействие с расплавом. Кроме того на современных предприятиях должна быть обеспечена возможность автоматизации данного технологического процесса. Керамические формы изготавливают путем нанесения на восковую модель нескольких слоев керамики (7-9) слоев. Каждый слой формируется путем нанесения суспензии и наполнителя с последующей сушкой. Для приготовления первых слоев в качестве материала наполнителя желательно использовать оксидные материалы, имеющие высокое сродство к кислороду, большее, чем у расплава, например Y_2O_3 . Это минимизирует формирование загрязненного слоя в отливке. Последующие слои формируются на основе Al_2O_3 . Для ручного изготовления форм может быть использована суспензия на основе гидролизованного раствора этилсиликата, но для роботизированных процессов необходимо использовать суспензию на водной основе, поскольку она имеет значительно большую живучесть и стабильность. После

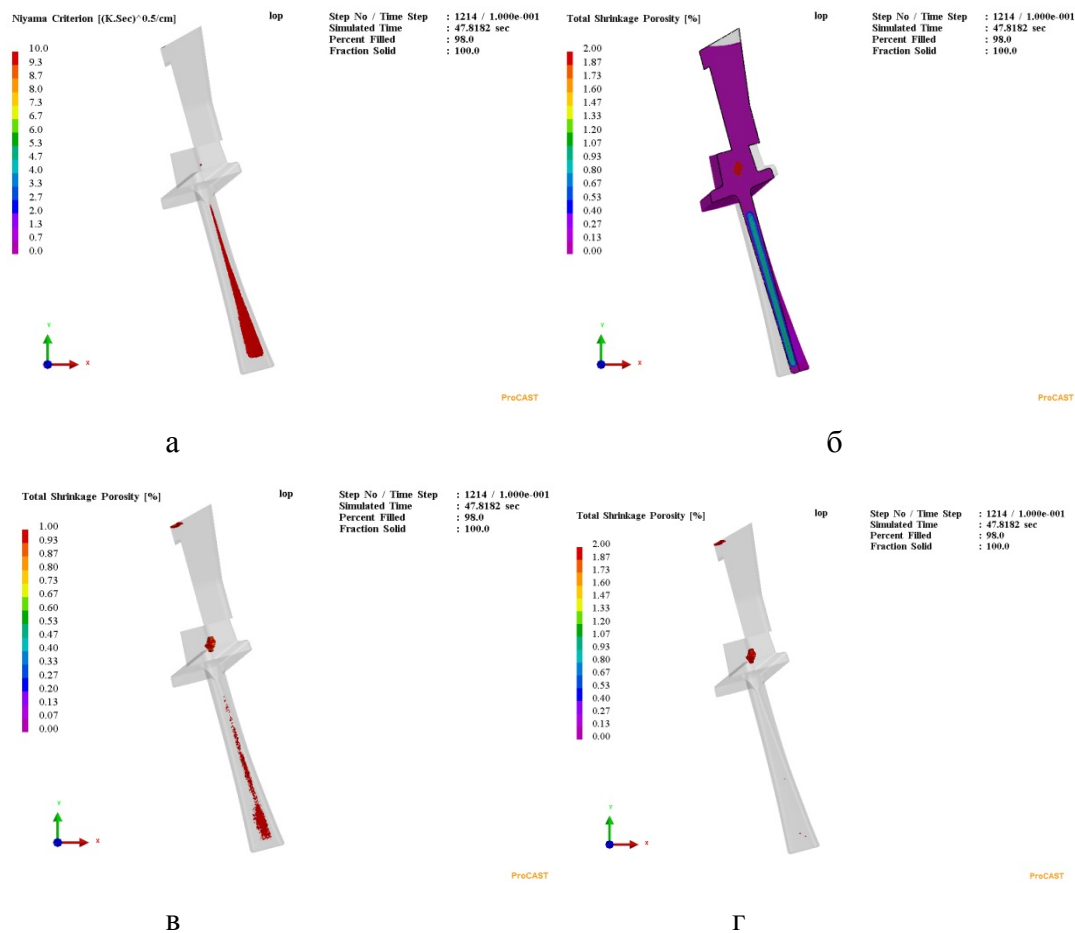
нанесения всех слоев модельная масса вытапливается из формы в бойлерклаве с использованием давления горячего пара, сушится и прокаливается. Перед заливкой форма нагревается примерно до 800 °С для повышения заполняемости. При изготовлении керамических форм нужно учитывать склонность сплавов к образованию трещин. Поэтому нужно обеспечить податливость формы для свободной усадки сплава без образования трещин, что достигается за счет подбора состава суспензии и количества керамических слоев, а также возможно за счет специальных приемов локального разупрочнения формы введением специальных добавок или других приемов, которые способствуют разупрочнению. Это актуально, например, для лопаток турбины, имеющих бандажную полку, которая затрудняет усадку пера лопатки. Для простых по геометрии отливок можно использовать формы со стандартными параметрами прочности, как и для других фасонных отливок.

Все указанное выше и наличие санкций со стороны европейских государств на поставку в Россию водных связующих значительно ограничивает серийное изготовление фасонных отливок из гамма-сплавов на российских предприятиях с использованием импортных материалов.

В связи с этим, было проведено опробование литейной технологии, основанной на совмещении процессов выплавки сплава-аналога TNM-B1 с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb с изготовлением отливки лопатки КВД в многоразовую графитовую форму, изготовленную по безмодельной цифровой технологии. Следует отметить, что данный процесс представляется весьма перспективным для его использования в промышленности и, предположительно, может быть реализован в индукционной плавильно-заливочной установке непосредственно в литейном цехе машиностроительного предприятия. При этом в качестве шихтового материала нет необходимости покупать готовый сплав, полученный по традиционной технологии многократного дугового переплава. Учитывая, что в настоящее время поставка гамма-сплавов TNM-B1 возможна только из-за рубежа, что влечет существенное снижение эффективности их применения в России за счет имеющихся ограничений в совокупности с высокой стоимостью, предлагаемая технология видится особенно перспективной для российских предприятий авиационного двигателестроения, и в частности ПАО «ОДК-УМПО».

Предлагаемая технология основана на использовании только российских материалов как для приготовления расплава, так и для изготовления формы, что делает ее полностью импортонезависимой и экономически эффективной.

Проведено компьютерное моделирование процесса заливки графитовой формы расплавом российского аналога сплаву TNM-B1 и затвердевания отливки. Результаты представлены на рисунке 141.



а- Критерий Ниямы менее 10 (места вероятного образования пористости);

б – общая пористость; в – пористость более 1 %; г – пористость более 2 %.

Рисунок 141 – Результаты компьютерного моделирования процесса заливки графитовой формы расплавом российского аналога сплаву TNM-B1 и затвердевания отливки

Как видно, результаты моделирования демонстрируют возможность получения отливок лопатки КВД из российского аналога сплаву TNM-B1 гравитационным литьем в графитовые формы.

С целью опробования разработанной технологии проведена разработка и изготовление многоразовой графитовой формы (рисунок 142).



Рисунок 142 – Многопортовая графитовая форма с залитой отливкой лопатки КВД

Выплавка сплава-аналога TNM-B1 с заливкой его в графитовую форму осуществлялось в дуговой печи Arc200 (рисунок 143).



Рисунок 143 – Выплавка сплава-аналога TNM-B1 с заливкой его в графитовую форму

На рисунке 144 представлена полученная данным способом отливка лопатки КВД авиадвигателя из сплава-аналога TNM-B1.



а



б

а – с ЛПС; б – после ГИП

Рисунок 144 – Отливка лопатки КВД авиадвигателя из сплава-аналога TNM-B1

Результаты контроля химического состава и структуры для 2-х плавов сплава-аналога TNM-B1 лопаток КВД представлены на рисунках 145 - 146 и в таблицах 88 и 89.

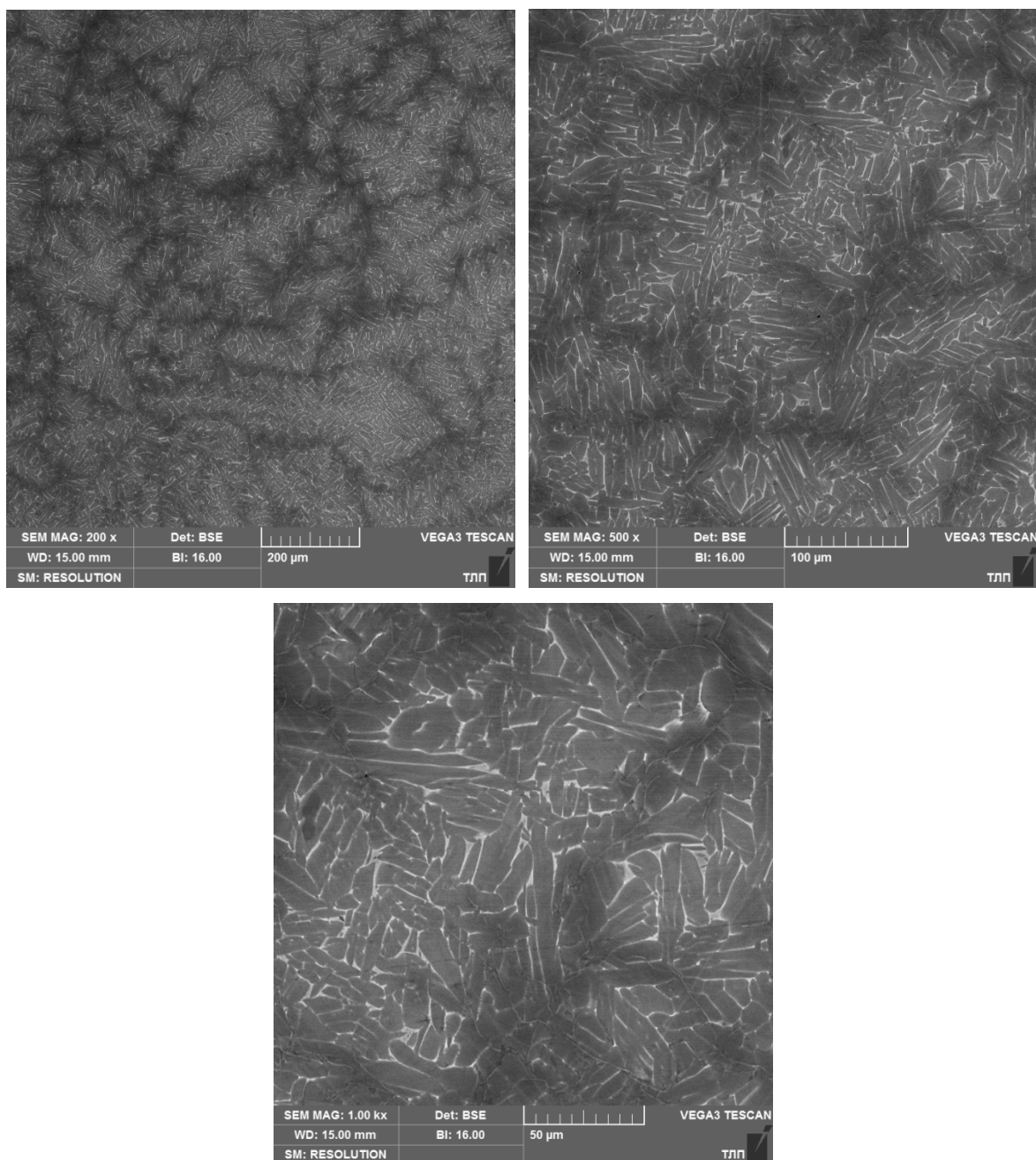


Рисунок 145 – Микроструктура литой лопатки КВД (№1) из сплава-аналога TNM-B1

Таблица 88 – Результаты EDS анализа образца сплава-аналога TNM-B1 лопатки КВД (№1)

Название спектра	Содержание элементов, % масс.				Содержание элементов, % ат.			
	Al	Ti	Nb	Mo	Al	Ti	Nb	Mo
Суммарный спектр карты	28,45	59,89	9,44	2,22	43,4	51,46	4,18	0,95
Суммарный спектр карты	27,94	61	8,98	2,07	42,66	52,47	3,98	0,89
Суммарный спектр карты	28,24	60,42	9,19	2,15	43,09	51,92	4,07	0,92

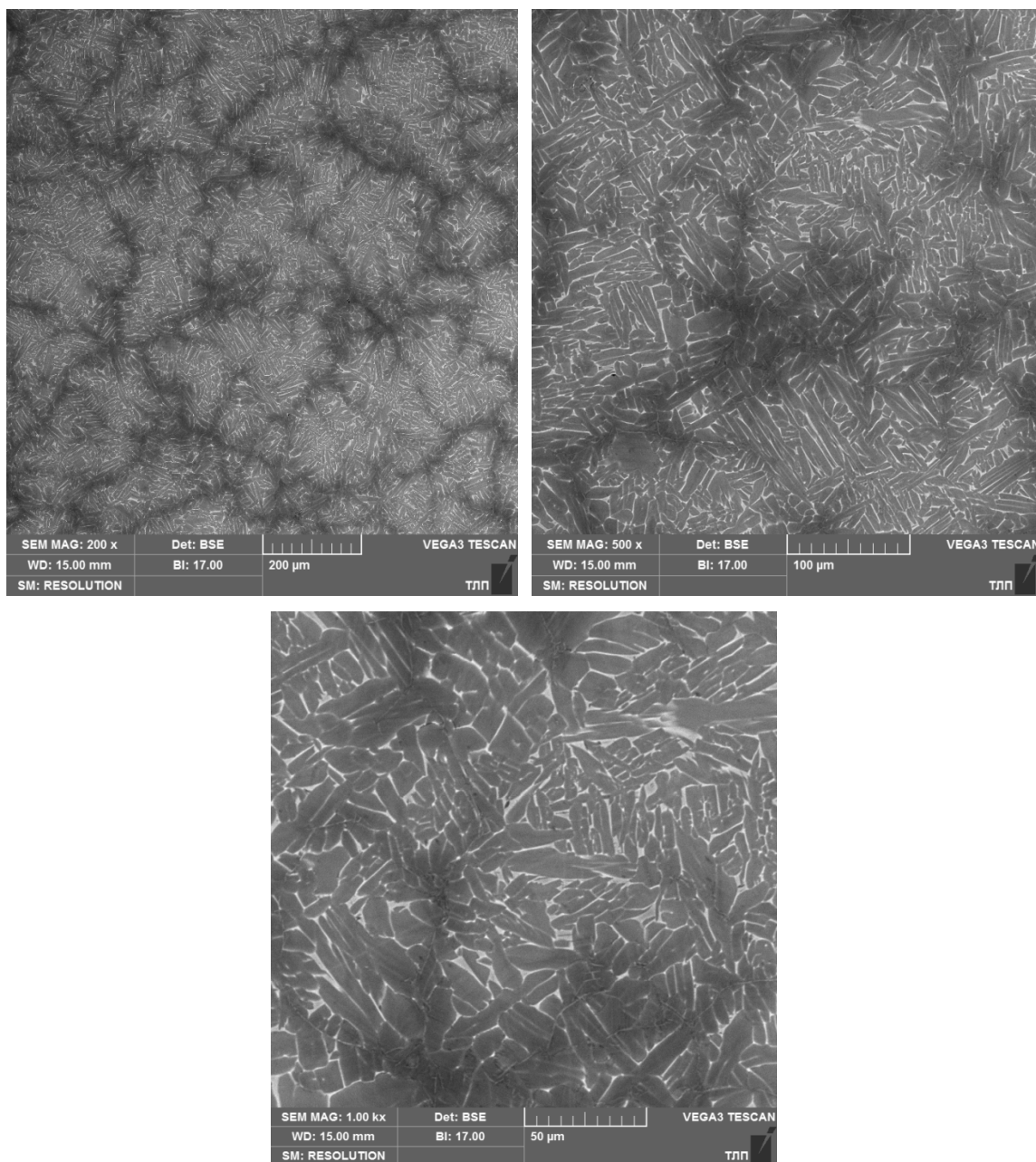


Рисунок 146 – Микроструктура литой лопатки КВД (№ 2) из сплава-аналога TNM-B1

Таблица 89 – Результаты EDS анализа образца сплава-аналога TNM-B1 лопатки КВД (№ 2)

Название спектра	Содержание элементов, % масс.				Содержание элементов, % ат.			
	Al	Ti	Nb	Mo	Al	Ti	Nb	Mo
Суммарный спектр карты	28,6	59,71	9,27	2,42	43,59	51,26	4,1	1,04
Суммарный спектр карты	28,59	59,79	9,36	2,27	43,56	51,32	4,14	0,97
Суммарный спектр карты	28,73	59,8	9,2	2,26	43,72	51,25	4,07	0,97

Как видно, химический состав и структура сплава лопатки КВД соответствует сплаву TNM-B1. Имеет место повторяемость результатов плавки. Полость литейной формы полностью заполнилась расплавом, геометрия полученной отливки «Лопатка компрессора» соответствует электронной модели.

Для сравнения структуры и свойств лопаток КВД из сплава-аналога и из базового сплава TNM-B1 проведено газостатирование лопаток с последующей термообработкой по тем же режимам, что и для базового сплава.

Структура лопатки КВД из сплава-аналога TNM-B1 после ГИП и ТО, представлена на рисунке 147. Видно, что структура соответствует базовому сплаву TNM-B1.

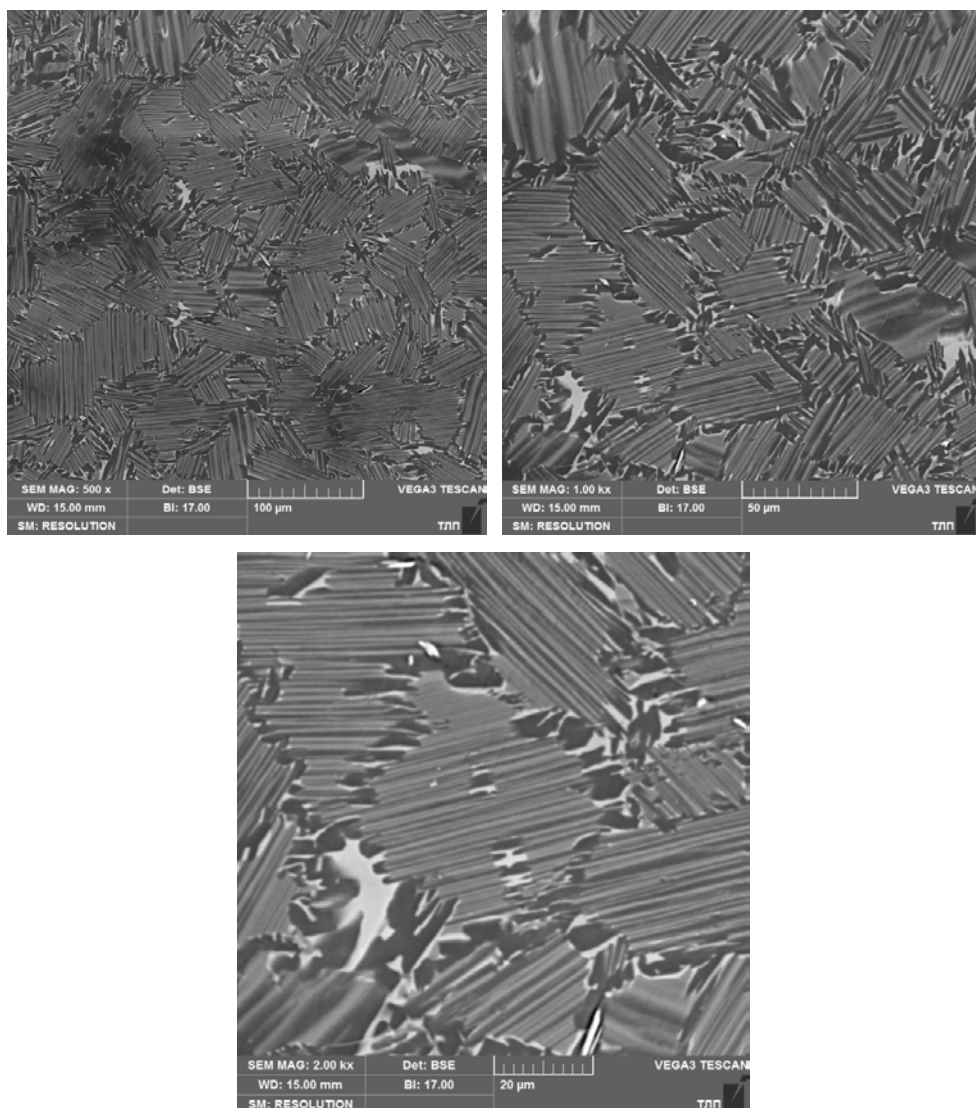


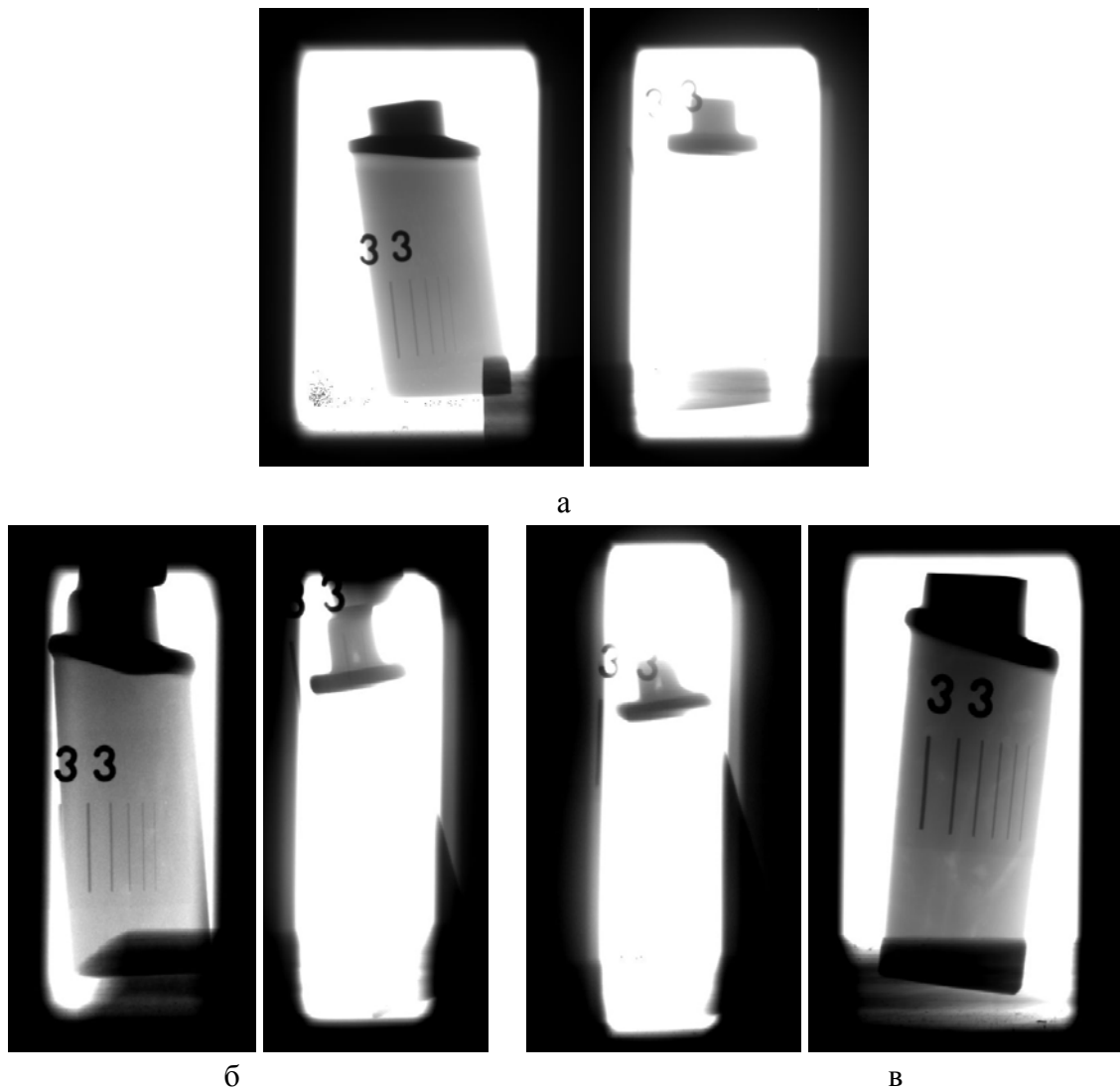
Рисунок 147 – Микроструктура лопатки КВД из сплава-аналога TNM-B1 после ГИП и ТО

Величина литейной усадки сплава-аналога TNM-B1 составила 1%. С целью сравнения остаточной пористости в отливках лопатки КВД, полученных из базового сплава TNM-B1

литьем в разовые керамические формы и из сплава-аналога TNM-B1 литьем в многоразовые графитовые формы, проведен рентген-контроль.

Просвечивание осуществлялось в двух положениях: с наибольшей проекцией пера лопатки и с перпендикулярной детектору наибольшей длиной хвостовой части. Для определения размеров дефектов использовался титановый проволоочный эталон 33.

Результаты рентген-контроля представлены на рисунке 148.



- а – из базового сплава TNM-B1, полученная литьем в керамическую форму;
- б - из сплава-аналога TNM-B1, полученная литьем в графитовую форму (№ 1);
- в - из сплава-аналога TNM-B1, полученная литьем в графитовую форму (№ 2)

Рисунок 148 – Результаты рентген-контроля лопаток КВД

В результате рентген-контроля можно отметить следующее:

- Лопатка из базового сплава TNM-B1, полученная литьем в керамическую форму, не имеет заметных усадочных или иных полостей в хвостовой части, при этом в периферийной части пера наблюдается несколько рыхлостей размерами 0,5-0,63 мм.

- Лопатка из сплава-аналога TNM-B1, полученная литьем в графитовую форму (№ 1), также имеет рыхлоты в перьевой части, размер и количество которых схожи с рыхлотами лопатки из базового сплава. Однако хвостовая часть данного изделия содержит ярко выраженную крупную несплошность размером около $d \approx 4$ мм, что хорошо согласуется с результатами моделирования процесса затвердевания отливки.

- Лопатка из сплава-аналога TNM-B1, полученная литьем в графитовую форму (№ 2), имеет такую же несплошность в хвостовой части, как лопатка №1. Идентификация пористости в перьевой части затруднена наложением на рентген-снимок рельефа поверхности необработанного изделия.

Таким образом, использование технологии, предусматривающей совмещение процесса приготовления гамма-сплава типа TNM-B1 с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb и процесса заливки литейных форм видится весьма эффективным. Подтверждение перспективности данной технологии требует проведение в будущем дополнительных исследований в лабораторных и промышленных условиях.

5.2 Выводы по разделу

1 Разработана конструкция ЛПС, которая позволяет в одном «кусте» изготавливать как образцы для анализа структуры и механических свойств сплава, так отливки «Лопатка турбины». Параметры литья, выбранные по результатам моделирования в программе ProCast процессов заливки расплавом полости керамической литейной формы и затвердевания отливки, позволяют обеспечить заполнение формы расплавом в поле центробежных сил с обеспечением минимальной пористости, которая впоследствии устраняется операцией ГИП.

2 Высокая сходимость результатов моделирования и, полученных в ходе промышленного опробования, подтвердила достоверность вводимых параметров теплофизических свойств материала литейной формы, определённых как экспериментально, так и уточнённых по литературным данным.

3 Плавки, проведённые в производственных условиях ПАО «ОДК-УМПО» на индукционной плавильно-заливочной установке Consarc с медным водоохлаждаемым тиглем, показали возможность изготовления качественных отливок «Лопатка КВД» литьём в оболочковые керамические формы в поле центробежных сил как из базового сплава TNM-B1, так и его российского аналога.

4 Показана возможность применения многоразовых литейных форм из графита при изготовлении отливок «Лопатка КВД» из российских интерметаллидных титановых сплавов. Предлагаемая технология производства фасонных отливок основана на использовании только российских материалов как для приготовления расплава, так и для изготовления формы, что делает ее полностью импортонезависимой и экономически эффективной.

5 Разработаны конструкции литниковой системы и графитовой литейной формы применительно к условиям плавки и литья титановых сплавов на установке дуговой печи Arc200. В программе ProCast проведено компьютерное моделирование процесса заливки графитовой формы расплавом российского аналога сплаву TNM-B1 и затвердевания отливки. Результаты моделирования демонстрируют возможность получения отливок лопатки КВД гравитационным литьем в графитовые формы.

6 Базовый сплав TNM-B1 и его российский аналог позволяют получать по геометрии отливки «Лопатка КВД» в полном соответствии с их электронной моделью независимо от способа литья и материала формы. При этом структура и свойства сплавов в отливках сопоставимы.

7 Технология, предусматривающая совмещение процессов приготовления российских гамма-сплавов типа TNM-B1 с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb и процесса литья в многоразовые графитовые формы, является перспективной и импортонезависимой для серийного применения в промышленности. Для её внедрения в производство необходимо провести дополнительные исследования в лабораторных и промышленных условиях с целью подтверждения качества получаемых литых деталей требованиям конструкторской документации на изделие.

1. Проведен количественный анализ фазового состава для тройных, четверных и пятерных систем в области гамма-сплавов на основе алюминидов титана систем: Ti–Al–X, Ti–Al–X–Y, Ti–Al–Nb–X–Y. Рассчитаны изотермические и политермические сечения тройных, четверных и пятерных систем, по результатам которых можно оценить влияние легирующих элементов на фазовый состав рассматриваемого сплава. Показано, что в тройных системах при 1200 °C на изотермических разрезах появляется трехфазная область; в четверных системах протекает четырехфазная эвтектидная реакция. Для пятерных систем оценено совместное влияние двух элементов на фазовый состав базового гамма-сплава Ti–45 мол.%Al–5 мол.%Nb.

2. Установлены особенности фазовых трансформаций при равновесной и неравновесной кристаллизации, составы фаз при различных температурах и температуры фазовых переходов в системах Ti–Al–X, Ti–Al–X–Y, Ti–Al–Nb–X–Y. Приведены расчетные значения температур ликвидуса, солидуса и других температур фазовых превращений. Показано, что они сильно различаются в зависимости от состава сплава. Определены составы перспективных гамма-сплавов на основе титана, которые могут быть рекомендованы для дальнейших исследований и применения в качестве российских сплавов-аналогов сплава TNM-B1: Ti-43Al-4Nb-1Mo, Ti-40Al-4Nb-1Mo, Ti-43Al-4Nb-1Mo-1Cr, Ti-43Al-4Nb-1Mo-1Cr-1Zr.

3. Установлено, что для приготовления интерметаллидных расплавов на базе системы Ti–Al вакуумная индукционная плавильно-заливочная установка Consarc с холодным тиглем с электрической мощностью 300-305 кВт не обеспечивает получение заданного химического состава при использовании в составе шихты тугоплавких легирующих металлов в чистом виде., Успешно может использоваться данная установка для изготовления фасонных отливок, когда в качестве шихты применяются слитки готового по химическому составу сплава.

4. Рекомендованы на основании анализа диаграмм состояния Al–Mo и Al–Nb составы лигатуры для получения гамма-сплавов: с содержанием молибдена - 22 % ат (50 % масс), остальное алюминий, температура плавления порядка 1560°C; с содержанием алюминия ~75% ат (46% масс), остальное ниобий, с температурой плавления 1680 °C. Исследования физических свойств лигатур (плотность, теплопроводность, теплоемкость, электропроводность) позволяют оценить их эффективное использование при приготовлении гамма-сплавов.

5. Установлено, что применение в качестве основы сплавов губчатого титана марки ТГ110 не позволяет получать сплав-аналог TNM-B1 ни по химическому составу, ни по структуре. Причина – загрязненность губчатого титана примесями. В связи с этим в дальнейшей работе для приготовления гамма-сплавов Ti–Al с целью предотвращения

загрязнения расплава включениями использовали иодидный титан. В результате впервые был получен гамма-сплав близкий с базовым сплавом TNM B1 по химическому составу и структуре.

6. Установлено, что максимальный уровень предела прочности сплава-аналога TNM-B (648МПа), полученного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb, при комнатной температуре на 5 % ниже базового сплава (685 МПа). Излом хрупкий, имеются участки, свидетельствующие о наличии дефектов в виде трещин. Среднее значение микротвердости образцов сплава-аналога TNM-B1 после ГИП лишь на 5% ниже справочных данных для базового сплава TNM-B1, которые приводит компания GFE, что говорит о соответствии полученных значений для экспериментального и базового сплавов. При этом достигнутый уровень предела прочности при комнатной температуре превышает свойства всех других известных импортных Ti-Al гамма-сплавов.

7. Показана перспективность разработанной технологии получения гамма-сплавов Ti-Al с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb. Однако требуется дополнительная работа по оптимизации режимов последующей термообработки для получения бездефектной структуры и гарантированного высокого уровня механических свойств.

8. Показана возможность изготовления в производственных условиях ПАО «ОДК-УМПО» на индукционной плавильно-заливочной установке Consarc качественных отливок «Лопатка КВД» литьём в оболочковые керамические формы в поле центробежных сил как из базового сплава TNM-B1, так и его российского аналога,

9. Показана возможность применения многоразовых литейных форм из графита при изготовлении отливок «Лопатка КВД» из российских интерметаллидных титановых сплавов. Предлагаемая технология производства фасонных отливок основана на использовании только российских материалов как для приготовления расплава, так и для изготовления формы, что делает ее полностью импортонезависимой и экономически эффективной.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 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. V. 79. P. 35-40
- 2 Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 7–17.
- 3 Каблов Е.Н. Современные материалы – основа инновационной модернизации России // *Металлы Евразии*. 2012. №3. С. 10–15.
- 4 Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // *Труды ВИАМ*. 2013. №2. Ст. 04.
- 5 Ночовная Н.А., Панин П.В., Кочетков А.С., Боков К.А. Современные жаропрочные сплавы на основе гамма-алюминидов титана: перспективы разработки и применения // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2014, № 7, С.23-27.
- 6 Белов В.Д., Павлинич С.П., Фадеев А.В. Интерметаллид Ti-Al – материал завтрашнего дня для российского двигателестроения // *Литейщик России*. 2013. № 11. С. 12-14.
- 7 Dimiduk. D.M. Gamma titanium aluminides alloys – an assessment within the competition of aerospace structural materials // *Materials Science and Engineering*, 1999. V. A263. pp.281-288
- 8 Pettersson B., Axelsson P., Andersson M. and Holmquist M. Cast XDTM Gamma Titanium Aluminide Turbine Blade Dampers // in Y.-W. Kim, et al., eds., *Gamma Titanium Aluminides* (Warrendale, PA: TMS, 1995), P.33-40.
- 9 Park S.Y., Seo D.Y., Kim S.W., Kim S.E., Hong J.K., Lee D.B. High temperature oxidation of Ti-46Al-6Nb-0.5W-0.5Cr-0.3Si-0.1C alloy // *Intermetallics*. 2016. V.74 P. 8-14.
- 10 Hartfield-Wunsh S.E., Sperling A.A., Morrison R.S., Dowling Jr W.E., and Allison J.E. Titanium Aluminide Automotive Engine Valves // in Y.-W. Kim, et al., eds., *Gamma Titanium Aluminides* (Warrendale, PA: TMS, 1995), P.41-52.
- 11 Austin C.M., Kelly T.J., McAllister K.G. and Chesnutt J.C. Aircraft Engine Applications for Gamma Titanium Aluminide // in M.V. Nathal, et.al., eds., *Structural Intermetallics* (Warrendale, PA: TMS, 1997) P.413-425
- 12 Dim Arai M., Imamura R., Matsuda K., Nakagawa Y., and Hosokawa T. Development of TiAl Blades for Large Low Pressure Turbine // *Materials Japan*. 1997. V.36. P.394-369.
- 13 Isobe S. and Noda T. Automotive Application of TiAl Intermetallics // in M.V. Nathal, et.al., eds., *Structural Intermetallics* (Warrendale, PA: TMS, 1997), P.427-433.

- 14 Schneider D., Jewett T., Gente C., Segtrop K., Dahms M. Production of Titanium Aluminide Valves for Automotive Engines by Reactive Sintering // in M.V. Nathal, et.al., eds., Structural Intermetallics (Warrendale, PA: TMS, 1997), P.453-460.
- 15 Tetsui T. Application of Cast Gamma Alloy for Turbochargers // in M.V. Nathal, et.al., eds., Structural Intermetallics (Warrendale, PA: TMS, 1997), P.489-493.
- 16 Preli F., Eßlinger J. Materials for Next Generation Commercial Aircraft Engines. // in 4th International Workshop on Titanium Aluminides (Nuremberg, Germany, 2011), P. 19.
- 17 Kainuma R., Fujita Y., Mitsui H., Ohnuma I., Ishida K. Phase equilibria among α (hcp), β (bcc) and γ (L10) phases in Ti–Al base ternary alloys. Intermetallics. 2000. V. 8, P. 855-867 .
- 18 Yoo , M.H. Twinning and mechanical behavior of titanium aluminides and other intermetallics. Intermetallics. 1998. V. 6, Issues 7–8. P. 597-602
- 19 Grytsiv A., Rogl P., Schmidt H. and Giester G. (2003) J. Constitution of the Ternary System Al-Ru-Ti (Aluminum-Ruthenium-Titanium), J. Phase Equilib., 2003. V. 24. P. 511-527.
- 20 Raghavan V. Al-Ti-V (Aluminum-Titanium-Vanadium) // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. 2005, V. 26, Issue 3, P. 276–279
- 21 Wang Y., Wang J.N., Yang J., Zhang B. Control of a fine-grained microstructure for cast high-Cr TiAl alloys // Materials Science and Engineering A. 392 (2005), P. 235.
- 22 Weimer , M. , and Kelly , T.J. Presented at the 3rd International Workshop on γ - TiAl Technologies. 29 – 31 May 2006, Bamberg, Germany .
- 23 Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС-МАТИ, 2009, 520 с.
- 24 Bondarev B.I., Elagin D.V., Molotkov A.V. and Notkin A.B. Metal Science and Engineering Aspects of TiAl-based Binary Alloys Investigations // in Y.-W. Kim, et al., eds., Gamma Titanium Aluminides (Warrendale, PA: TMS, 1995), P.803-810.
- 25 О.М.Баннх, К.Б.Поварова, Г.С.Браславская, С.Б.Масленков, М.Н.Богатова. Механические свойства литых сплавов γ -TiAl. Металловедение и термическая обработка металлов, 1996, № 4, С.11-14.
- 26 Физические величины. Справочник. /под редакцией И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова./ Энергоатомиздат. 1991, 1232 с.
- 27 Liu C.T., Schneibel J.H., Maziasz P.J., Wright J.L. and Easton D.S. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures // Intermetallics. 1996. V.4. P.429-440.
- 28 Hu D., Wu X., Loretto M.H. Advances in optimisation of mechanical properties in cast TiAl alloys // Intermetallics. 2005. V.13. P. 914.

- 29 Chladil H.F., Clemens H., Leitner H., et al. Phase transformations in high niobium and carbon containing -TiAl based alloys // *Intermetallics*. 2006. V.14. P. 1194-11988.
- 30 Hu D., Jiang H., Wu X. Microstructure and Tensile Properties of Cast Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.1Si-0.1B Alloy with Refined Lamellar Microstructures // *Intermetallics*. 2009. V. 17. P.744-748
- 31 S. Bystrzanowski, A. Bartels, A. Stark , R. Gerling, F.-P. Schimansky, H. Clemens // Evolution of microstructure and texture in Ti-46Al-9Nb sheet material during tensile flow at elevated temperatures // *Intermetallics*. 2010. V.18. P. 1046.
- 32 Schmoelzer T., Liss K.-D., Zickler G. et al. Phase fractions, transition and ordering temperatures in TiAl-Nb-Mo alloys: An in- and ex-situ study // *Intermetallics*. 2010. V.18. P. 1544-1552.
- 33 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 γ -TiAl based alloy // *Intermetallics*. 2014. V.44. P. 128-140.
- 34 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. V.473. P.123-126.
- 35 Rogers, N.J.; Crofts, P.D.; Jones, I.P.; Bowen, P.; Microstructure Toughness Relationships in Fully Lamellar γ -Based Titanium Aluminides // *Materials Science and Engineering A*, 192/193, 1995, P.379-386.
- 36 Kumpfert J., Kim Y.-W., Dimiduk D.M. Effect of Microstructure On Fatigue and Tensile Properties of the Gamma TiAl Alloy Ti-46.5Al-3.0Nb-2.1Cr-0.2W // *Materials Science and Engineering A*, 192/193, 1995, P.465-473.
- 37 Charpentier M., Hazotte A., Daloz D.. Lamellar transformation in near- \square TiAl alloys – Quantitative analysis of kinetics and microstructure // *Materials Science and Engineering A*. 2008. V. 491. P. 321-330.
- 38 Vojtěch D., Popela T., Hamáček J., Kützendörfer J. The influence of tantalum on the high temperature characteristics of lamellar gamma + alpha 2 titanium aluminide // *Materials Science and Engineering A*. 2011. V. 528 P. 8557– 8564.
- 39 Clemens H., Mayer S., Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys // *Advanced engineering materials*, 2013. V.15, No4. P.191-215.
- 40 Dong S., Chen R., Guo J., Ding H., Su Y., Fu H. Microstructure and room temperature tensile property of as-cast Ti44Al6Nb1.0Cr2.0V alloy // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 2015. №25. P.1097-1105.
- 41 Berteaux O., Popoff F., and Thomas M. An Experimental Assessment of the Effects of Heat Treatment on the Microstructure of Ti-47Al-2Cr-2Nb Powder Compacts // *Metallurgical and Materials Transaction A*. 2008. V.39A. P.2282-2296.

42 Chen G.L., Zhang W.J., Liu Z.C., and Li S.J. Microstructure and properties of high-Nb containing TiAl-base alloys // in Y.-W. Kim, et al., eds., *Gamma Titanium Aluminides* (Warrendale, PA: TMS, 1995) P.371-380.

43 Kim Y.-W. and Dimiduk D.M. Designing Gamma TiAl Alloys: Fundamentals, Strategy and Production // in M.V. Nathal, et.al., eds., *Structural Intermetallics* (Warrendale, PA: TMS, 1997), P.531-543.

44 Abe E., Kumagai T. and Nakamura M. The Phase Transformation Mechanisms in Two-Phase γ -TiAl Based Intermetallic Alloys // in M.V. Nathal, et.al., eds., *Structural Intermetallics* (Warrendale, PA: TMS, 1997), P.167-176.

45 Kruzic J.J., Campbell J.P., McKelvey A.L., et al. The Contrasting Role of Microstructure in Influence Fracture and Fatigue-crack Growth in γ -based Titanium Aluminides at Large and Small Crack Sizes // in Y.-W. Kim, et al., eds., *Gamma Titanium Aluminides* (Warrendale, PA: TMS, 1999), P.495-507.

46 Schloffer M., Schwaighofer E., Themeßl A., Clemens H., Heutling F., Helm D., Achtermann M., Mayer S. On the quaternary phase diagram TiAl-Nb-Mo // 4th International Workshop on Titanium Aluminides, Germany. 2011, P.13.

47 Белов Н.А., Белов В.Д., Дашкевич Н.И. «Фазовый состав многокомпонентных гамма-сплавов на основе алюминидов титана», Издательство ВИАМ, 2018 г, 348 с.

48 Ignacio Gil, Maria A. Munoz-Morris, David G. Morris «The effect of heat treatments on the microstructural stability of the intermetallic Ti-46,5Al-2W-0,5Si». *Intermetallics*. 2001. V. 9. P. 373-385.

49 Herzig Chr., Przeorski T., Friesel M., Hisker F., Divinski S.. Tracer solute diffusion of Nb, Zr, Cr, Fe, and Ni in γ -TiAl effect of preferential site occupation // *Intermetallics*. 2001. V. 9. P. 461.

50 Huang Z.H. Workability and microstructure evolution of Ti-47Al-2Cr-1Nb alloy during isothermal deformation // *Intermetallics*. 2005. V. 13. P. 245-250.

51 Kitkamthorn U., Zhang L.C., Aindow M. The structure of ribbon borides in a Ti-44Al-4Nb-4Zr-1B alloy // *Intermetallics*. 2006. V. 14. P. 759.

52 Clemens H., Chladil H.F., Wallgram W., et al. In and ex situ investigation of the β -phase in a Nb and Mo containing γ -TiAl based alloys // *Intermetallics*. 2008. V.16. P. 827-833.

53 Белов Н.А. Диаграммы состояния тройных и четверных систем (учебное пособие для вузов) - М.: МИСиС, 2007, 360 с.

54 Kainuma R., Fujita Y., Mitsui H. et al. Phase equilibria among α (hcp), β (bcc) and γ (L10) phases in Ti-Al base ternary alloys // *Intermetallics*. 2000. V.8. P. 855.

55 Andersson J.O., Helander T., Hoglund T. THERMO-CALC & DICTRA, Computational Tools For Materials Science // *CALPHAD*, 2002. V.26, No2. P. 273-312.

56 Информация на сайте www.thermocalc.com.

57 Berteaux O., Popoff F., and Thomas M. An Experimental Assessment of the Effects of Heat Treatment on the Microstructure of Ti-47Al-2Cr-2Nb Powder Compacts // Metallurgical and Materials Transaction A. 2008. V.39A. P.2282-2296.

58 Cheng T.T.. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by boron addition - an alternative hypothesis // Intermetallics. 2000. V.8. P. 29.

59 Imayev V.M., Imayev R.M., Salishchev, G.A. et al. Effect of strain rate on twinning and room temperature ductility of TiAl with fine equiaxed microstructure // Scripta Materialia. 1997. V. 36(8). P. 891-897.

60 Imayev R.M., Imayev V.M., Oehring M., Appel F. Alloy design concepts for refined gamma titanium aluminide based alloys // Intermetallics. 2007. V.15. P. 451.

61 В.М. Имаев, Р.М. Имаев, Т.И. Оленева, Т.Г. Хисматуллин. Микроструктура и механические свойства интерметаллидного сплава Ti-45Al-6(Nb,Mo)-0,2B // Физика металлов и металловедение, 2008, т.106, №6, С. 660-667

62 В. Имаев, Т. Хисматуллин, Р. Имаев. Микроструктура и технологическая пластичность литых интерметаллидных сплавов на основе γ -TiAl // Физика металлов и металловедение, 2010, т.109, No.4, С.434-443.

63 В.М. Имаев, Т.И. Оленева, Т.Г. Хисматуллин и др. Измельчение зерен малогабаритных слитков интерметаллидных сплавов в Ti-46Al-8Nb и Ti-46Al-8Ta с использованием массивного превращения // Физика металлов и металловедение, 2010, т.109, №4, С.400-406.

64 Imayev V., Oleneva T., Imayev R., Christ H.-J., Fecht H.-J., Microstructure and mechanical properties of low and heavy alloyed γ -TiAl + β -Ti3Al based alloys subjected to different treatments // Intermetallics. 2012. V.26. P. 91-97.

65 Shao G., Tsakiroopoulos P. Solidification structures of Ti-Al-Cr alloys // Intermetallics. 1999. V.7. P.579.

66 Munos-Morris M.A., Gil Fernandez I., Morris D.G. Softening Produced by the Microstructural Instability of the Intermetallic Alloy Ti-46.5Al-2W0.5Si // Scripta Mater. 2002. V.46. P. 617-622.

67 Hodge A.M., Hsiung L.M., Nieh T.G. Creep of nearly lamellar TiAl alloy containing W // Scripta Materialia. 2004. V.51 P. 411.

68 Schwaighofer E., Rashkova B., Clemens H., Stark A., Mayer S. Effect of carbon addition on solidification behavior, phase evolution and creep properties of an intermetallic β -stabilized γ -TiAl based alloy // Intermetallics. 2014. V.46. P. 173-184.

69 Simpkins R.J., Rourke M.P., Bieler T.A., McQuayb P.A. The effects of HIP pore closure and age hardening on primary creep and tensile property variations in a TiAl XDTM alloy with 0.1 wt.% carbon // *Materials Science and Engineering A*. 2007. V.463, P.208.

70 Johnson D.R., Masuda Y., Yamanaka T. et al. Creep Deformation of TiAl-Si Alloys with Aligned γ/α_2 Lamellar Microstructures // *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol.31A, 2000, P.2463-2473.

71 Kartavykh A.V., Tcherdyntsev V.V., Stepashkin A.A., and Gorshenkov M.V. High-temperature dilatometry of Ti-46Al-8Nb refractory alloy // *Russian Metallurgy (Metally)*, vol. 2013, No. 7. P.528-534.

72 Huang Z.W., Voice W., Bowen P. Thermal exposure induced $\alpha_2 + \gamma \rightarrow B_2(\omega)$ and $\alpha_2 \rightarrow B_2(\omega)$ phase transformations in a high Nb fully lamellar TiAl alloy // *Scripta Materialia*. 2003. V.48. P. 79.

73 J.N. Wang, Jie Yang, Yong Wang «Grain refinement of a Ti-47Al-8Nb-2Cr alloy through heat treatments». *Scripta Materialia*. 2005. V.52. pp. 329-334.

74 Wood J.R. *Gamma Titanium, Aluminides 2003* (eds Y. - W. Kim, H. Clemens, A.H. Rosenberger), TMS, Warrendale, PA, P. 227.

75 Schwaighofer E., Clemens H., Mayer S., Lindemann J., Klose J., Smarsly W., Güther V. Microstructural design and mechanical properties of a cast and heattreated intermetallic multi-phase γ -TiAl based alloy // *Intermetallics*. 2014. V.44. P. 128-140.

76 Čegan T., Szurman I., Kurska M., Holešinský J., Vontorová J.. Preparation of TiAl-based alloys by induction melting in graphite crucibles // *Kovove Mater*. 2015. V.53. P. 69–78.

77 Güther V., Joos R., and Clemens H. *Structural Intermetallics*. 2001 (eds. K.J. Hemker , D.M. Dimiduk , H. Clemens , R. Darolia , H. Inui , J.M.Larsen , V.K. Sikka , M. Thomas and J.D. Whittenberger), TMS , Warrendale, PA , P. 167.

78 Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Ясинский К.К., Кочетков А.С. Специфика плавки и способы получения слитков интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия. *Вестник московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана, Машиностроение*, 2011, № SP2, С. 53-59.

79 Güther V., Chatterjee A., Kettner H. *Gamma Titanium Aluminides, 2003* (eds Y.-W. Kim, H. Clemens, A.H. Rosenberger), TMS , Warrendale, PA. P. 241 .

80 Martin P.L., Hardwick D.A., Clemens D.R., Konkel W.A., Stucke M.A. *Structural Intermetallics 1997* (eds M.V. Nathal, R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, R. Wagner, M. Yamaguchi), TMS, Warrendale, PA. P. 387.

81 Reed S. *Gamma Titanium Aluminides* (eds Y. - W. Kim, R. Wagner, M. Yamaguchi), TMS, 1995, Warrendale, PA . P. 475 .

82 Фадеев А.В., Баженов В.Е., Колтыгин А.В. Совершенствование технологии литья лопаток авиационных газотурбинных двигателей из сплава TNM-B1 в условиях индукционной тигельной плавки. //Известия вузов. Цветная металлургия, № 6, 2014, С. 28-33.

83 Mi J., Harding R.A., Wickins W., Campbell J. Entrained oxide films in TiAl castings // Intermetallics. 2003. V.11. P. 377-385.

84 McQuay P., Larsen D. Structural Intermetallics, 1997 (eds M.V. Nathal, R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle, R. Wagner, and M.Yamaguchi), TMS, Warrendale, PA. P. 523.

85 Белов В.Д., Петровский П.В., Фадеев А.В., Павлинич С.П., Аликин П.В. Некоторые особенности литья лопаток ТНД газотурбинного двигателя из интерметаллида титана// Литейщик России, 2014, №1. С. 10-12.

86 Баженов В.Е., Колтыгин А.В., Фадеев А.В. Использование программы ProCast для моделирования процесса получения отливок из сплава TNM-B1 на основе алюминида титана литьем в керамические формы. //Известия вузов. Цветная металлургия, № 6, 2013, С. 9-13.

87 Dlouhy A., Zemcık L., and Válek R. Gamma Titanium Aluminides 2003 (eds Y. - W. Kim, H. Clemens, A.H. Rosenberger), TMS, Warrendale, PA. P. 291.

88 Würker L., Fackeldey M., Sahm P.R. Structural Intermetallics 1997 (eds M.V. Nathal, R. Darolia, C.T. Liu, P.L. Martin, D.B. Miracle R. Wagner), TMS , Warrendale, PA, P. 347.

89 Sung S.-Y., Kim Y.-J. Modeling of titanium aluminides turbo-charger casting // Intermetallics. 2007. V.15. P. 468-474.

90 Liu K., Ma Y.C., Gao M., Rao G.B., Li Y.Y., Wei K., Xinhua Wu, Loretto M.H. Single step centrifugal casting TiAl automotive valves // Intermetallics. 2005: Vol. 13. P. 925

91 Muraleedharan K., Rishel L.L., De Graef M., Cramb A.W., Pollock T.M., Gray III G.T. In Structural Intermetallics // TMS, Warrendale, PA. 1997. P. 215–27.

92 Takeyamaa M., Kobayashi S. Physical metallurgy for wrought gamma titanium aluminides Microstructure control through phase transformations // Intermetallics. 2005. V.13 P. 993.

93 Bartels A., Koeppe C., Mecking H. Microstructure and Properties of Ti-48Al-2Cr after Thermomechanical treatment // Mater. Sci. and Eng. A. 1995. V.192/193. P.226-232.

94 Rishel , L.L. , Biery , N.E. , Raban , R. , Gandelsman , V.Z. , Pollock . Cast structure and property variability in gamma titanium aluminides // Intermetallics. 1998. V.6. P. 629-636.

95 Biery N. , De Graef M. , Beuth J. et. al.. Use of Weibull Statistics to Quantify Property Variability in TiAl Alloys // Metall. Mater. Trans. A. 2002. V.33A. P. 3127-3136.

96 Kuang , J.P. , Harding , R.A. , and Campbell , J. Mater. Sci. Eng. 2002. A329. P. 331.

97 Simpkins R. J., Rourke M. P., Bieler T. R., McQuay P. A.. The effects of HIP pore closure and age hardening on primary creep and tensile property variations in a TiAl XD™ alloy with 0.1 wt.% carbon // Mater. Sci. Eng., A. 2007. V.463. P. 208–215

- 98 Wu , X. Review of alloy and process development of TiAl alloys // *Intermetallics* V.14. P.1114-1122.
- 99 McQuay P.A. , Simpkins R. , Seo D.Y. , Bieler T.R. *Gamma Titanium Aluminides* 1999 (eds Y. - W. Kim , D.M. Dimiduk , and M.H. Loretto), TMS , Warrendale, PA , P. 197.
- 100 Royer , A. , and Vasseur , S. (1988) *Casting, Metals Handbook* , vol. 15 , 9th edn (ed. [chairman] D.M. Stefanescu), ASM International , Metals Park, OH , P. 296 .
- 101 Zhang W.J., Evangelista E., and Francesconi L. Effect of Prior Cooling Rate on the Grain Size of Fully-Lamellar TiAl-base Alloy Developed by Tempering/Quenching // *Scripta Materialia*, 1996. V.35, No.1. P.41-45.
- 102 Eylon , D. , Keller , M.M. , Jones , P.E. Development of permanent-mold cast TiAl automotive valves. *Intermetallics*. 1998. V.6. P. 703-708.
- 103 Jin Y., Wang J.N., Yang J., Wang Y. Microstructure refinement of cast TiAl alloys by β solidification // *Scripta Materialia*. 2004. V.51. P. 113.
- 104 Белов В.Д., Фадеев А.В., Павлинич С.П., Качалов А.Н., Гамазина М.В., Аликин П.В. Влияние материала литейной формы на качество отливок из титановых сплавов. *Литейщик России*, № 3, 2015, С. 19-26.
- 105 Белов Н.А., Чупахин И.С. Количественный анализ фазового состава сплава TNM-B1 на основе алюминида титана TiAl(γ) // *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2013, № 9, С.32-37.
- 106 Белов Н.А., Самошина М.Е. Влияние температуры ГИП-обработки на фазовый состав литейных сплавов на основе гамма-алюминида титана // *Изв.вузов. Цв.мет.*, 2013, №6, С.27-35.
- 107 Картавых А.В. Инженерия микроструктуры и свойств конструкционных интерметаллидов на основе TiAl(Nb), TiAl(Nb, Cr, Zr) при направленной кристаллизации, микролегировании бором и лантаном. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Москва, 2016.
- 108 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. V.48. P. 1313.
- 109 Suzuki A., Takeyama M., Matsuo T.. Transmission electron microscopy on the phase equilibria among β , α and α_2 phases in Ti-Al binary system // *Intermetallics*. 2002. V.10 P. 915.
- 110 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 // *J. of Alloys and Compounds*. 2009. V.472. P. 133.
- 111 Güther V., Rothe C., Winter S., Clemens H. Metallurgy, Microstructure and Properties of Intermetallic TiAl Ingots // *BHM*. 2010. V. 155(7). P. 325 – 329.

112 Патент США US5634992, Method for heat treating gamma aluminide alloys, Jun. 3, 1997.

113 Clemens H., Wallgram W., Kremmer S. et al. Design of Novel β -Solidifying TiAl Alloys with Adjustable β /B2 Phase Fraction and Excellent Hot-Workability // Adv. Eng. Mater. 2008, V.10, P.707-713.

114 Schwaighofer E., Schloffer M., Schmoelzer T., et. al. Microstructural Optimization of a Cast and Hot-isostatically Pressed TNMTM Alloy by Heat Treatments // 4th International Workshop on Titanium Aluminides, Germany, 2011, P. 27-28.

115 Производство отливок из сплавов цветных металлов. Учебник/ А.В. Курдюмов, В.Д. Белов, М.В. Пикунов, В.М.Чурсин, С.П. Герасимов В.С, Моисеев В.С. под. Ред.В.Д. Белова, 3-изд., перераб. и доп., М.: Издательский Дом МИСиС, 2011, 615 с.

116 Кузьмин М.П. Определение устойчивости интерметаллидов в техническом алюминии // Вестник ИРГТУ, 2013, № 8 (79), С. 143-148.

117 Fritz Appel, Jonathan David Heaton Paul, and Michael Oehring. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology // Wiley VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2011

118 Sibus, H. (2003) Titanium and Titanium, Alloys (eds C. Leyens and M. Peters), Wiley - VCH , Weinheim , p. 231 .

119 Lütjering G., Williams J.C. Special Properties and Applications of Titanium // Springer Verlag , Berlin, 2003

120 Guthier V., Chatterjee A., Kettner H. Status and prospects of gamma-TiAl ingot production // Gamma Titanium Aluminides. 2003. P. 241 .

121 Guthier V; Joos R., Clemens H., Microstructure and defects in gamma-TiAl based vacuum arc remelted ingot materials // Structural Intermetallics 2001. P. 167.

122 Wu X. Review of alloy and process development of TiAl alloys // Intermetallics. 2006. V. 14. Issues 10-11. P. 1114-1122.

123 Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник. Т.1/под общ. ред. Н.П. Лякишева.- М.: Машиностроение,1996.-992 с.

124 Бакерин С.В. Технология производства тонкостенных сложнопрофильных отливок из интерметаллидного титанового сплава для авиадвигателестроения. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Уфа, 2014.

125 Информация на сайте www.gfe.com

ПРИЛОЖЕНИЕ А

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Al-X

Таблица А1 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti-Al-Nb при 40 мол. % Al

Nb, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Nb
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	100	70,68	27,00	2,32
	1200	α	100	70,68	27,00	2,32
	1000	α_2	83,57	72,20	25,60	2,20
		γ	16,43	62,87	34,17	2,96
	800	α_2	72,93	73,76	24,20	2,04
		γ	27,07	62,35	34,54	3,11
	600	α_2	65,22	75,40	22,83	1,77
		γ	34,78	61,81	34,82	3,37
	Сплав			70,68	27,00	2,32
5	1400	α	2,56	63,20	27,85	8,95
		β	97,44	63,04	25,78	11,18
	1200	α	100	63,04	25,84	11,12
	1000	α_2	71,76	66,32	23,55	10,13
		γ	28,24	54,73	31,64	13,63
	800	α_2	63,98	68,10	22,38	9,52
		γ	36,02	54,05	31,99	13,96
	600	α_2	57,85	70,16	21,22	8,62
		γ	42,15	53,27	32,18	14,55
	Сплав			63,04	25,84	11,12
10	1400	β	100	54,38	24,52	21,10
	1200	α	29,67	58,63	26,01	15,36
		β	70,33	52,59	23,88	23,53
	1000	β	6,98	45,76	21,37	32,87
		α_2	54,75	60,47	21,61	17,92
		γ	38,27	47,24	29,25	23,51

Продолжение таблицы А1

1	2	3	4	5	6	7
	800	Σ	0,60	27,52	15,74	56,74
		α_2	53,74	61,66	20,43	17,91
		γ	45,66	46,16	29,44	24,40
	600	σ	0,60	22,83	14,21	62,96
		α_2	49,22	63,59	19,39	17,02
		γ	50,20	45,72	29,66	24,62
	Сплав			54,38	24,52	21,10

Таблица А2 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Nb при 45 мол. % Al

Nb, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Nb
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	100	66,42	31,19	2,39
	1200	α	64,38	68,55	29,13	2,32
		γ	35,62	62,57	34,92	2,51
	1000	α_2	35,55	72,39	25,66	1,95
		γ	64,45	63,13	34,24	2,63
	800	α_2	33,23	73,97	24,27	1,76
		γ	66,77	62,66	34,64	2,70
	600	α_2	31,19	75,63	22,90	1,47
		γ	68,81	62,25	34,95	2,80
	Сплав			66,42	31,19	2,39
5	1400	α	100	58,78	29,81	11,41
	1200	α	55,18	61,74	27,42	10,84
		γ	44,82	55,14	32,76	12,10
	1000	α_2	26,51	67,09	23,82	9,09
		γ	73,49	55,78	31,98	12,24
	800	α_2	26,08	68,93	22,64	8,43
		γ	73,92	55,20	32,34	12,46
	600	α_2	25,18	71,11	21,50	7,39
		γ	74,82	54,63	32,61	12,76

Продолжение таблицы А2

1	2	3	4	5	6	7
	Сплав			58,78	29,81	11,41
10	1400	α	46,18	51,77	29,73	18,50
		β	53,82	48,73	26,98	24,29
	1200	β	42,82	50,48	24,12	25,40
		γ	57,18	49,87	31,35	18,78
	1000	α_2	16,27	61,10	21,81	17,09
		γ	83,93	48,00	29,50	22,50
	800	α_2	17,63	62,79	20,76	16,45
		γ	82,37	47,42	29,86	22,72
	600	α_2	17,73	64,85	19,73	15,42
		γ	82,27	46,96	30,09	22,95
	Сплав			50,17	28,22	21,60

Таблица А3 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mo при 40 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Mo
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	19,43	70,50	28,44	1,06
		β	80,57	70,65	26,63	2,72
	1200	α	100	70,62	26,98	2,40
	1000	β	4,26	58,14	23,06	18,80
		α_2	78,77	72,94	25,65	1,41
		γ	16,97	62,98	34,12	2,90
	800	α_2	71,46	74,64	24,43	0,93
		γ	25,51	63,34	34,85	1,81
		σ	3,03	37,11	20,86	42,03
	600	α_2	63,44	76,46	23,17	0,37
		γ	32,52	63,91	35,45	0,64
		σ	4,04	33,03	18,58	48,39
	Сплав			70,62	26,98	2,40
2	1400	β	100	68,60	26,66	4,74

Продолжение таблицы А3

1	2	3	4	5	6	7
	1200	A	88,81	69,22	26,98	3,80
		β	11,19	63,67	24,16	12,17
	1000	β	17,69	58,14	23,06	18,80
		α_2	65,00	72,94	25,65	1,41
		γ	17,31	62,98	34,12	2,90
	800	α_2	66,85	74,64	24,43	0,93
		γ	24,40	63,34	34,85	1,81
		σ	8,75	37,11	20,86	42,03
	600	α_2	59,34	76,46	23,17	0,37
		γ	31,74	63,91	35,45	0,64
		σ	8,92	33,03	18,58	48,39
	Сплав			68,60	26,66	4,74

Таблица А4 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mo при 45 мол. % Al

Мо, мол.%	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Mo
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	100	66,37	31,17	2,46
	1200	α	67,13	68,18	29,17	2,65
		γ	32,87	62,67	35,24	2,09
	1000	β	0,48	58,14	23,06	18,80
		α_2	34,24	72,94	25,65	1,41
		γ	65,28	62,98	34,12	2,90
	800	α_2	32,22	74,64	24,43	0,93
		γ	65,45	63,34	34,85	1,81
		σ	2,33	37,11	20,86	42,03
	600	α_2	29,42	76,46	23,17	0,37
		γ	66,60	63,91	35,45	0,64

Продолжение таблицы А4

1	2	3	4	5	6	7
		σ	3,98	33,03	18,58	48,39
2	1400	α	62,85	65,00	31,79	3,21
		β	37,15	63,24	29,09	7,67
	1200	α	57,85	66,69	28,87	4,44
		β	7,28	60,42	25,73	13,85
		γ	34,87	61,28	35,03	3,69
	1000	β	14,31	58,14	23,06	18,80
		α_2	20,65	72,94	25,65	1,41
		γ	65,04	62,98	34,12	2,90
	800	α_2	27,97	74,64	24,43	0,93
		γ	63,82	63,34	34,85	1,81
		σ	8,21	37,11	20,86	42,03
	600	α_2	25,63	76,46	23,17	0,37
		γ	65,38	63,91	35,45	0,64
		σ	8,99	33,03	18,58	48,39

Таблица А5 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Cr при 40 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Cr
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	68,85	71,11	27,76	1,13
		β	31,15	72,06	26,22	1,72
	1200	α	100	71,41	27,28	1,31
	1000	α_2	86,28	72,55	26,08	1,37
		γ	13,72	64,24	34,81	0,95
	800	α_2	74,57	73,96	24,60	1,44
		γ	25,43	63,93	35,13	0,94
	600	α_2	64,47	76,13	23,21	0,66
		γ	33,87	64,11	35,48	0,41
		λ	1,66	36,77	17,91	45,32
	Сплав			71,41	27,28	1,31

Продолжение таблицы А5

1	2	3	4	5	6	7
2	1400	α	23,57	69,58	28,52	1,90
		β	76,43	70,29	26,86	2,85
	1200	α	100	70,12	27,25	2,63
	1000	α_2	85,67	71,26	26,00	2,74
		γ	14,33	63,32	34,74	1,94
	800	α_2	71,99	73,23	24,54	2,23
		γ	26,60	63,48	35,06	1,46
		λ	1,41	36,95	18,34	44,71
	600	α_2	60,49	76,13	23,21	0,66
		γ	34,91	64,11	35,48	0,41
		λ	4,60	36,77	17,91	45,32
	Сплав			70,12	27,25	2,63

Таблица А6 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Cr при 45 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Cr
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	100	67,13	31,52	1,35
		β				
	1200	α	69,21	68,77	29,69	1,54
		γ	30,79	63,44	35,64	0,92
	1000	α_2	37,48	72,27	26,07	1,66
		γ	62,52	64,04	34,80	1,16
	800	α_2	34,03	73,67	24,58	1,75
		γ	65,97	63,75	35,10	1,15
	600	α_2	29,51	76,13	23,21	0,66
		γ	68,56	64,11	35,48	0,41
		λ	1,93	36,77	17,91	45,32
	Сплав			67,13	31,52	1,35
2	1400	α	100	65,81	31,49	2,70
	1200	α	71,76	67,16	29,79	3,05
		γ	28,24	62,38	35,80	1,82

Продолжение таблицы А6

1	2	3	4	5	6	7
	1000	α_2	36,84	70,74	25,96	3,30
		γ	63,16	62,94	34,71	2,35
	800	α_2	30,26	73,23	24,54	2,23
		γ	67,43	63,48	35,06	1,46
		λ	2,31	36,95	18,34	44,71
	600	α_2	25,45	76,13	23,21	0,66
		γ	69,60	64,11	35,48	0,41
		λ	4,95	36,77	17,91	45,32
	Сплав			65,81	31,49	2,70

Таблица А7 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–V при 40 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	V
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	100	71,42	27,29	1,29
	1200	α	100	71,42	27,29	1,29
	1000	α_2	85,52	72,68	25,98	1,34
		γ	14,48	64,00	34,99	1,01
	800	α_2	74,35	74,16	24,50	1,34
		γ	25,65	63,50	35,37	1,13
	600	α_2	66,37	75,71	23,05	1,24
		γ	33,63	62,95	35,66	1,39
	Сплав			71,42	27,29	1,29
4	1400	β	88,88	67,68	27,03	5,29
		α	11,12	67,32	28,75	3,93
	1200	α	100	67,63	27,23	5,14
	1000	α_2	80,93	69,38	25,36	5,26
		Γ	19,07	60,25	35,15	4,60
	800	α_2	71,28	70,93	23,85	5,22
		γ	28,72	59,46	35,60	4,94
	600	α_2	64,16	72,77	22,39	4,84

Продолжение таблицы А7

1	2	3	4	5	6	7
		Г	35,84	58,44	35,88	5,68
	Сплав			67,63	27,23	5,14

Таблица А8 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–V при 45 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	V
1	1400	α	100	67,15	31,53	1,32
	1200	α	70,82	68,73	29,77	1,50
		γ	29,18	63,30	35,80	0,90
	1000	α_2	38,36	72,50	25,95	1,55
		γ	61,64	63,82	35,00	1,18
	800	α_2	35,28	74,05	24,48	1,47
		γ	64,72	63,38	35,37	1,25
	600	α_2	32,72	75,73	23,05	1,22
		γ	67,28	62,97	35,66	1,37
4	1400	α	100	63,26	31,46	5,28
	1200	α	78,71	64,37	30,07	5,56
		γ	21,29	59,18	36,57	4,25
	1000	α_2	37,90	68,98	25,29	5,73
		γ	62,10	59,78	35,22	5,00
	800	α_2	35,20	70,73	23,81	5,46
		γ	64,80	59,21	35,61	5,18
	600	α_2	32,79	72,87	22,41	4,72
		γ	67,21	58,58	35,87	5,55
	Сплав			63,26	31,46	5,28

Таблица А9 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Zr при 40 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Zr
1	1400	α	100	70,71	27,01	2,28
	1200	α	100	70,71	27,01	2,28
	1000	α_2	84,41	72,20	25,70	2,10
		γ	15,59	62,59	34,14	3,27
	800	α_2	74,07	73,69	24,34	1,97
		γ	25,93	62,19	34,63	3,18
	600	α_2	66,48	75,17	22,98	1,85
		γ	33,52	61,85	35,01	3,14
	Сплав			70,71	27,01	2,28
4	1400	β	77,03	65,02	25,82	9,16
		α	22,97	64,89	27,32	7,79
	1200	α	100	64,99	26,16	8,85
	1000	α_2	77,88	67,56	24,43	8,01
		γ	22,12	55,95	32,27	11,78
	800	α_2	70,46	69,04	23,32	7,64
		γ	29,54	55,35	32,94	11,71
	600	α_2	64,42	70,59	22,14	7,27
		γ	35,58	54,86	33,44	11,70

Таблица А10 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Zr при 45 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Zr
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	100	66,45	31,21	2,34
	1200	α	64,89	68,53	29,13	2,34
		γ	35,11	62,61	35,05	2,34
	1000	α_2	36,07	72,50	25,78	1,72
		γ	63,93	63,04	34,27	2,69
	800	α_2	34,12	73,94	24,40	1,66

Продолжение таблицы A10

1	2	3	4	5	6	7
		γ	65,88	62,57	34,73	2,70
	600	α_2	32,20	75,39	23,02	1,59
		γ	67,80	62,21	35,09	2,70
	Сплав			66,45	31,21	2,34
4	1400	α	100	60,73	30,20	9,07
	1200	α	60,57	63,12	27,82	9,06
		γ	39,43	57,05	33,85	9,10
	1000	α_2	30,73	68,53	24,69	6,78
		γ	69,27	57,27	32,64	10,09
	800	α_2	31,26	69,90	23,51	6,59
		γ	68,74	56,56	33,24	10,20
	600	α_2	30,69	71,38	22,28	6,34
		γ	69,31	56,01	33,70	10,29
	Сплав			60,73	30,20	9,07

Таблица A11 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mn при 40 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Mn
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	β	27,44	72,01	26,14	1,85
		α	72,56	71,10	27,68	1,22
	1200	α	100	71,35	27,26	1,39
	1000	α_2	82,71	72,84	25,87	1,29
		γ	17,29	64,21	33,92	1,87
	800	α_2	70,78	74,47	24,43	1,10
		γ	29,22	63,80	34,11	2,09
	600	α_2	62,06	76,17	23,03	0,80
		γ	37,94	63,47	34,19	2,34
2	1400	β	72,34	70,19	26,75	3,06
		α	27,66	69,56	28,41	2,03
	1200	α	100	70,02	27,21	2,77

Продолжение таблицы A11

1	2	3	4	5	6	7
	1000	α_2	78,14	71,89	25,58	2,53
		γ	21,86	63,33	33,04	3,63
	800	α_2	65,82	73,69	24,17	2,14
		γ	34,18	62,94	33,08	3,98
	600	λ	1,46	36,94	20,18	42,88
		α_2	57,47	75,87	22,90	1,23
		γ	41,07	63,00	33,50	3,50
4	1400	β	100	67,37	27,11	5,52
	1200	α	100	67,36	27,12	5,52
	1000	β	4,14	60,72	23,51	15,77
		α_2	64,52	70,41	25,12	4,47
		γ	31,34	61,97	31,70	6,33
	800	λ	4,78	37,47	20,64	41,89
		α_2	56,65	73,23	24,01	2,76
		γ	38,57	62,45	32,48	5,07
	600	λ	8,02	36,94	20,18	42,88
		α_2	50,14	75,87	22,90	1,23
		γ	41,84	63,00	33,50	3,50

Таблица A12 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Mn при 45 мол. % Al

Мо, мол.%	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Mn
1	2	3	4	5	6	7
1	1400	α	100	67,07	31,50	1,43
	1200	α	62,70	69,11	29,41	1,48
		γ	37,30	63,66	35,01	1,33
	1000	α_2	31,49	73,00	25,91	1,09
		γ	68,51	64,35	34,07	1,58
	800	α_2	28,93	74,63	24,50	0,87
		γ	71,07	64,00	34,35	1,65

Продолжение таблицы А12

1	2	3	4	5	6	7
	600	α_2	26,65	76,32	23,10	0,58
		γ	73,35	63,72	34,55	1,73
2	1400	α	100	65,71	31,44	2,85
	1200	α	59,15	67,74	29,25	3,01
		γ	40,85	62,78	34,62	2,60
	1000	α_2	24,53	72,19	25,67	2,14
		γ	75,47	63,61	33,32	3,07
	800	α_2	22,45	74,02	24,28	1,70
		γ	77,55	63,31	33,51	3,18
	600	α_2	20,43	75,93	22,92	1,15
		γ	79,57	63,09	33,63	3,28
4	1400	α	100	63,00	31,33	5,67
	1200	α	53,23	64,75	29,00	6,25
		γ	46,77	61,01	33,98	5,01
	1000	α_2	9,17	70,68	25,21	4,11
		γ	90,83	62,23	31,94	5,83
	800	λ	2,29	37,47	20,64	41,89
		α_2	10,43	73,23	24,01	2,76
		Γ	87,28	62,45	32,48	5,07
	600	λ	6,24	36,94	20,18	42,88
		α_2	12,65	75,87	22,90	1,23
		γ	81,11	63,00	33,50	3,50

Таблица А13 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–W при 40 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	W
1	1400	β	84,74	68,94	26,05	5,01
		α	15,26	69,99	28,35	1,66
	1200	α	100	69,10	26,40	4,50
	1000	β	2,29	1,40	0,12	98,48
		α ₂	82,01	71,99	25,64	2,37
		γ	15,70	63,90	34,25	1,85
	800	β	3,74	1,03	0,04	98,93
		α ₂	69,66	74,59	24,52	0,89
		γ	26,60	64,31	35,04	0,65
	600	β	4,34	0,70	0,01	99,29
		α ₂	61,66	76,56	23,22	0,22
		γ	34,00	64,32	35,53	0,15
	Сплав			69,10	26,40	4,50
2	1400	β	100	65,75	25,55	8,70
	1200	β	18,65	56,10	20,70	23,20
		α	81,35	67,96	26,66	5,38
	1000	β	6,70	1,40	0,12	98,48
		α ₂	74,45	71,99	25,64	2,37
		γ	18,85	63,90	34,25	1,85
	800	β	8,03	1,03	0,04	98,93
		α ₂	63,45	74,59	24,52	0,89
		γ	28,52	64,31	35,04	0,65
	600	β	8,59	0,70	0,01	99,29
		α ₂	56,31	76,56	23,22	0,22
		γ	35,10	64,32	35,53	0,15
	Сплав			65,75	25,55	8,70

Таблица А14 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–W при 45 мол. % Al

Мо, мол. %	Т, °С	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	W
1	1400	α	90,85	65,28	30,82	3,90
		β	9,15	61,21	27,09	11,70
	1200	α	67,00	66,24	28,41	5,35
		γ	33,00	62,20	34,68	3,12
	1000	β	2,68	1,40	0,12	98,48
		α_2	33,16	71,99	25,64	2,37
		γ	64,16	63,90	34,25	1,85
	800	β	3,96	1,03	0,04	98,93
		α_2	30,16	74,59	24,52	0,89
		γ	65,88	64,31	35,04	0,65
	600	β	4,49	0,70	0,01	99,29
		α_2	28,11	76,56	23,22	0,22
		γ	67,40	64,32	35,53	0,15
	Сплав			69,56	30,44	4,61
2	1400	β	48,96	59,12	27,35	13,53
		α	51,04	63,98	31,51	4,51
	1200	β_2	18,68	52,32	21,40	26,28
		α	41,45	65,56	28,23	6,21
		γ	39,87	61,83	34,55	3,62
	1000	β	7,18	1,40	0,12	98,48
		α_2	27,03	71,99	25,64	2,37
		γ	65,79	63,90	34,25	1,85
	800	β	8,36	1,03	0,04	98,93
		α_2	25,09	74,59	24,52	0,89
		γ	66,55	64,31	35,04	0,65
	600	β	8,84	0,70	0,01	99,29
		α_2	23,72	76,56	23,22	0,22
		γ	67,44	64,32	35,53	0,15
	Сплав			70,56	29,44	8,92

Таблица А15 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Si при 40 мол. % Al

Si, мол. %	T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Si
0,5	1400	α	100	72,27	27,38	0,35
	1200	α	100	72,27	27,38	0,35
	1000	α_2	80,96	73,87	25,91	0,22
		Ti ₅ Si ₃	0,73	74,13	5,52	20,35
		γ	18,31	65,12	34,72	0,16
	800	α_2	70,12	75,30	24,62	0,08
		Ti ₅ Si ₃	1,33	74,09	4,13	21,78
		γ	28,55	64,73	35,23	0,04
	600	α_2	62,60	76,73	23,25	0,02
		Ti ₅ Si ₃	1,47	74,04	2,60	23,36
		γ	35,93	64,41	35,58	0,01
	Сплав			72,27	27,38	0,35
1	1400	α	100	71,84	27,45	0,71
	1200	α	98,75	71,81	27,71	0,48
		Ti ₅ Si ₃	1,25	74,16	6,40	19,44
	1000	α_2	74,23	73,87	25,91	0,22
		Ti ₅ Si ₃	2,52	74,13	5,52	20,35
		γ	23,25	65,12	34,72	0,16
	800	α_2	64,61	75,30	24,62	0,08
		Ti ₅ Si ₃	3,00	74,09	4,13	21,78
		γ	32,39	64,73	35,23	0,04
	600	α_2	57,93	76,73	23,25	0,02
		Ti ₅ Si ₃	3,01	74,04	2,60	23,36
		γ	39,06	64,41	35,58	0,01
	Сплав			71,84	27,45	0,71

Таблица А16 – Количественные параметры фазового состава сплавов системы Ti–Al–Si при 45 мол. % Al

Si, мол. %	T, °C	Фаза	Q _м , % (масс.)	Содержание элементов, % (масс.)		
				Ti	Al	Si
0,5	1400	α	100	67,99	31,64	0,37
	1200	α	58,91	70,39	29,24	0,37
		γ	41,09	64,56	35,08	0,36
	1000	α_2	31,92	73,87	25,91	0,22
		Ti ₅ Si ₃	0,93	74,13	5,52	20,35
		γ	67,15	65,12	34,72	0,16
	800	α_2	29,62	75,30	24,62	0,08
		Ti ₅ Si ₃	1,45	74,09	4,13	21,78
		γ	68,93	64,73	35,23	0,04
	600	α_2	27,89	76,73	23,25	0,02
		Ti ₅ Si ₃	1,53	74,04	2,60	23,36
		γ	70,58	64,41	35,58	0,01
	Сплав			67,99	31,64	0,37
1	1400	α	100	67,54	31,72	0,74
	1200	α	49,21	70,38	29,11	0,51
		Ti ₅ Si ₃	1,25	74,15	6,15	19,70
		γ	49,54	64,56	34,96	0,48
	1000	α	24,88	73,87	25,91	0,22
		Ti ₅ Si ₃	2,77	74,13	5,52	20,35
		γ	72,35	65,12	34,72	0,16
	800	α_2	23,85	75,30	24,62	0,08
		Ti ₅ Si ₃	3,16	74,09	4,13	21,78
		γ	72,99	64,73	35,23	0,04
	600	α_2	23,01	76,73	23,25	0,02
		Ti ₅ Si ₃	3,11	74,04	2,60	23,36
		γ	73,88	64,41	35,58	0,01
	Сплав			67,54	31,72	0,74

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТОВ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТРОЙНЫХ СПЛАВАХ
Ti-Al-X

Таблица Б1 – Характерные температуры сплавов Ti–Al–Nb при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	Nb					
1	40	1	1640	1586	54	1335	305
2	40	5	1656	1593	63	1340	316
3	40	10	1676	1602	74	1347	329
4	45	1	1589	1514	75	1400	189
5	45	5	1604	1502	102	1401	203
6	45	10	1623	1504	119	1401	222
7	50	1	1520	1457	63	1364	156
8	50	5	1535	1462	73	1370	165
9	50	10	1554	1467	87	1376	179

Таблица Б2 – Характерные температуры сплавов Ti-Al-Mo при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	Mo					
1	40	1	1636	1580	56	1325	311
2	40	2	1635	1576	59	1318	317
3	40	4	1635	1569	66	1318	317
4	45	1	1583	1492	91	1390	193
5	45	2	1581	1478	103	1386	195
6	45	4	1578	1465	113	1390	188
7	50	1	1513	1430	83	1362	151
8	50	2	1510	1421	89	1376	134
9	50	4	1504	1416	88	1388	113

Таблица Б3 – Характерные температуры сплавов Ti-Al-Cr при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	Cr					
1	40	1	1623	1556	67	1206	417
2	40	2	1609	1531	78	1164	445
3	40	4	1582	1490	92	1222	360
4	45	1	1571	1491	80	1256	315
5	45	2	1556	1463	93	1219	337
6	45	4	1528	1417	111	1195	333
7	50	1	1504	1425	79	1181	323
8	50	2	1491	1402	89	1171	320
9	50	4	1465	1363	102	1156	309

Таблица Б4 – Характерные температуры сплавов Ti-Al-V при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	V					
1	40	1	1643	1589	54	1427	216
2	40	2	1650	1593	57	1426	224
3	40	4	1662	1602	60	1426	236
4	45	1	1593	1517	76	1399	194
5	45	2	1602	1515	87	1397	205
6	45	4	1617	1512	105	1395	222
7	50	1	1528	1460	68	1364	164
8	50	2	1538	1464	74	1364	174
9	50	4	1558	1470	88	1366	192

Таблица Б5 – Характерные температуры сплавов Ti-Al-Zr при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	Zr					
1	40	1	1631	1577	54	1331	300
2	40	2	1626	1569	57	1324	302
3	40	4	1614	1553	61	1399	215
4	45	1	1579	1506	73	1399	180
5	45	2	1572	1496	76	1396	176
6	45	4	1559	1474	85	1391	168
7	50	1	1510	1443	67	1372	138
8	50	2	1502	1434	68	1371	131
9	50	4	1487	1426	61	1383	104

Таблица Б6 – Характерные температуры сплавов Ti-Al-Mn при равновесной и неравновесной кристаллизации

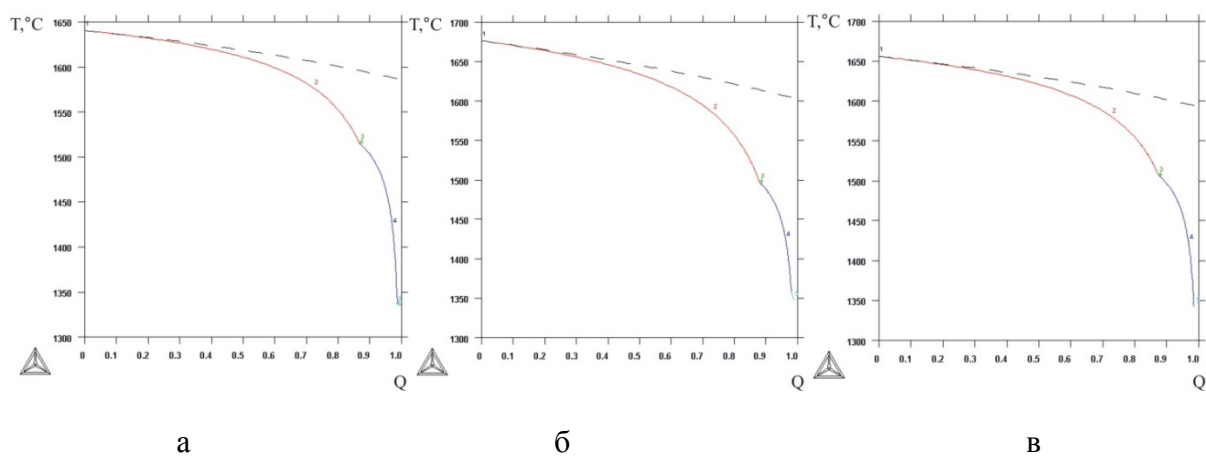
№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	Mn					
1	40	1	1624	1569	55	1322	302
2	40	2	1613	1556	57	1328	285
3	40	4	1590	1535	55	1372	218
4	45	1	1573	1502	71	1377	196
5	45	2	1561	1489	72	1356	205
6	45	4	1540	1467	73	1336	204
7	50	1	1506	1445	61	1325	181
8	50	2	1496	1435	61	1301	195
9	50	4	1478	1421	57	1288	190

Таблица Б7 – Характерные температуры сплавов Ti-Al-W при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	W					
1	40	0,5	1646	1587	59	1333	313
2	40	1	1656	1589	67	1332	324
3	40	2	1675	1594	81	1331	344
4	45	0,5	1595	1505	90	1390	205
5	45	1	1604	1497	107	1380	224
6	45	2	1624	1498	126	1363	261
7	50	0,5	1527	1451	76	1330	197
8	50	1	1537	1446	91	1317	220
9	50	2	1557	1433	124	1243	314

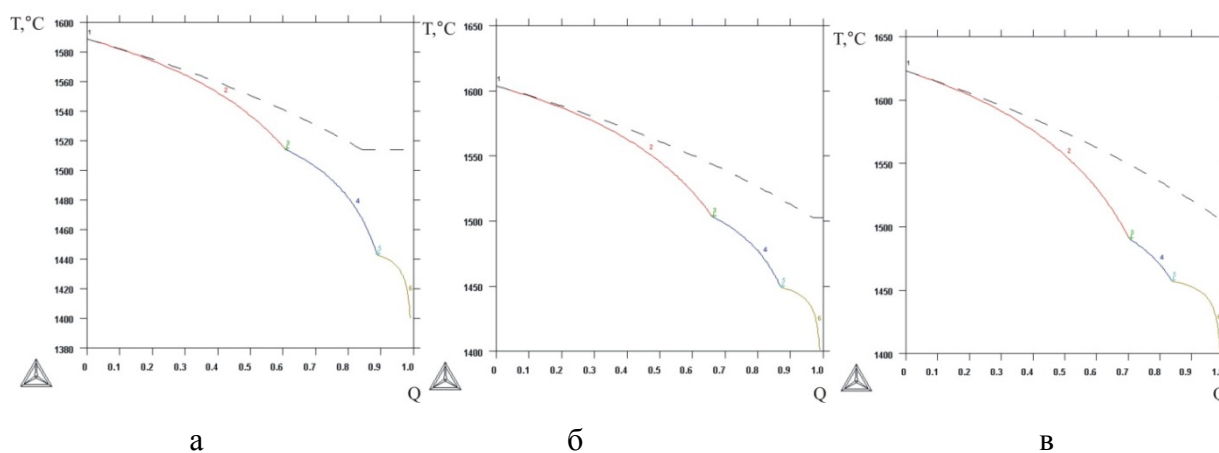
Таблица Б8 – Характерные температуры сплавов Ti-Al-Si при равновесной и неравновесной кристаллизации

№ п/п	Состав, мол. %		TL, °C	TS, °C	ΔT , °C	TNS, °C	ΔTNS , °C
	Al	Si					
1	40	0,5	1627	1562	65	1288	339
2	40	1	1616	1539	77	1375	241
3	40	2	1594	1495	99	1364	230
4	45	0,5	1573	1506	67	1350	223
5	45	1	1560	1490	70	1333	227
6	45	2	1532	1458	74	1302	230
7	50	0,5	1507	1438	69	1295	212
8	50	1	1497	1428	69	1255	242
9	50	2	1477	1411	66	1182	295



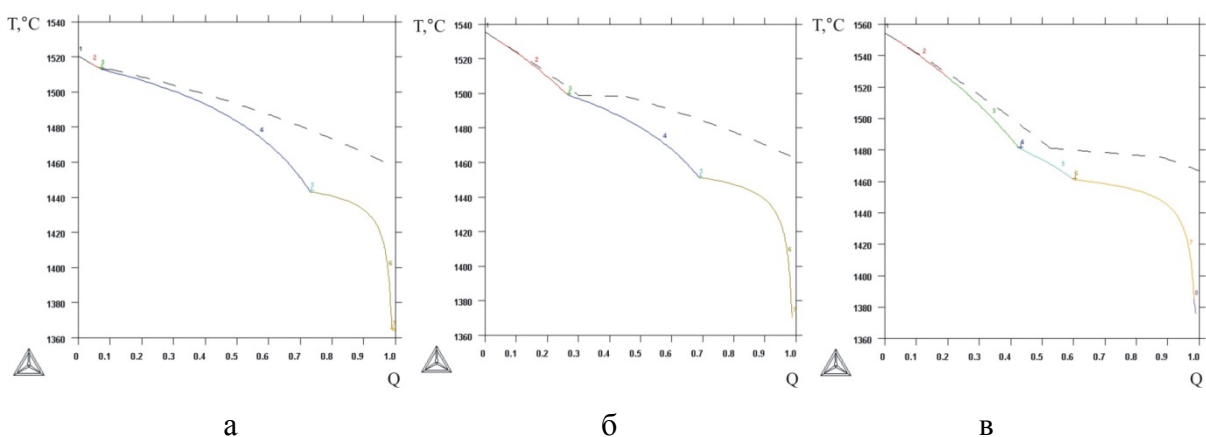
а) 1 мол. % Nb; б) 5 мол. % Nb; в) 10 мол. % Nb

Рисунок Б1 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Nb, содержащих 40 мол. % Al



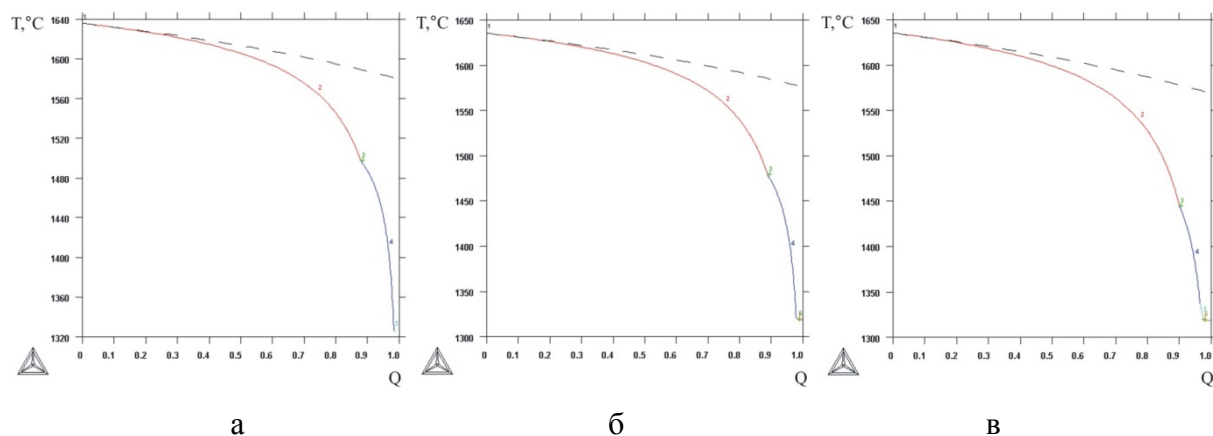
а) 1 мол. % Nb; б) 5 мол. % Nb; в) 10 мол. % Nb

Рисунок Б2 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Nb, содержащих 45 мол. % Al



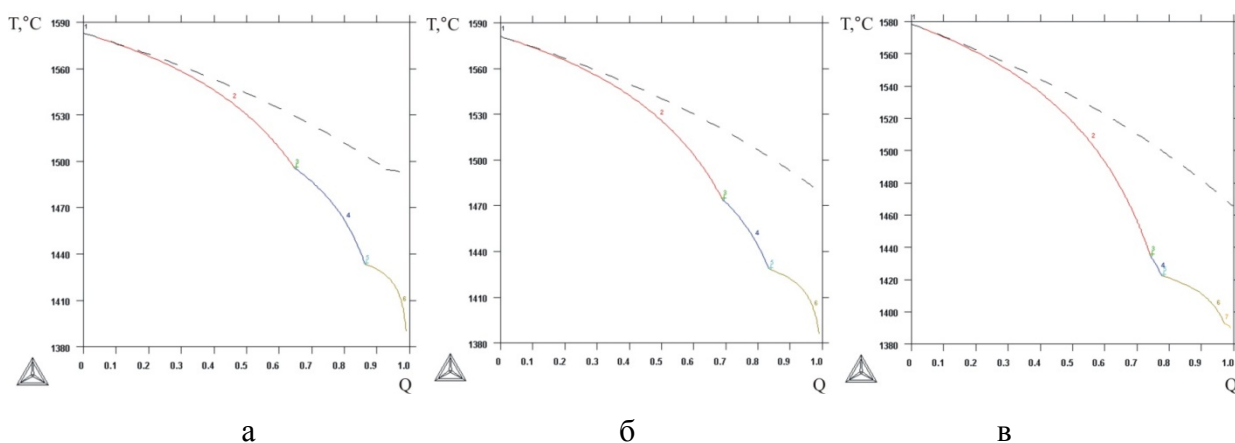
а) 1 мол. % Nb; б) 5 мол. % Nb; в) 10 мол. % Nb

Рисунок Б3 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Nb, содержащих 50 мол. % Al



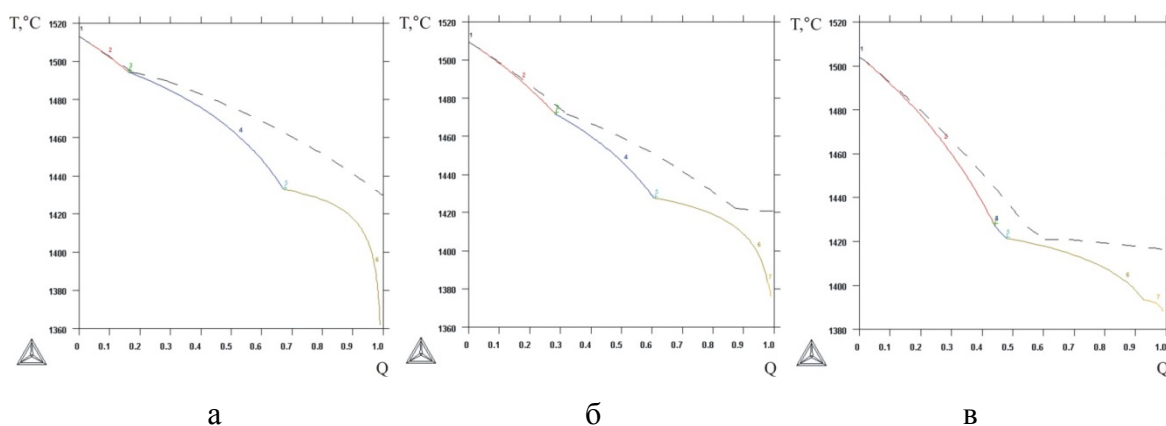
а) 1 мол. % Мо; б) 2 мол. % Мо; в) 4 мол. % Мо

Рисунок Б4 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Mo, содержащих 40 мол. % Al



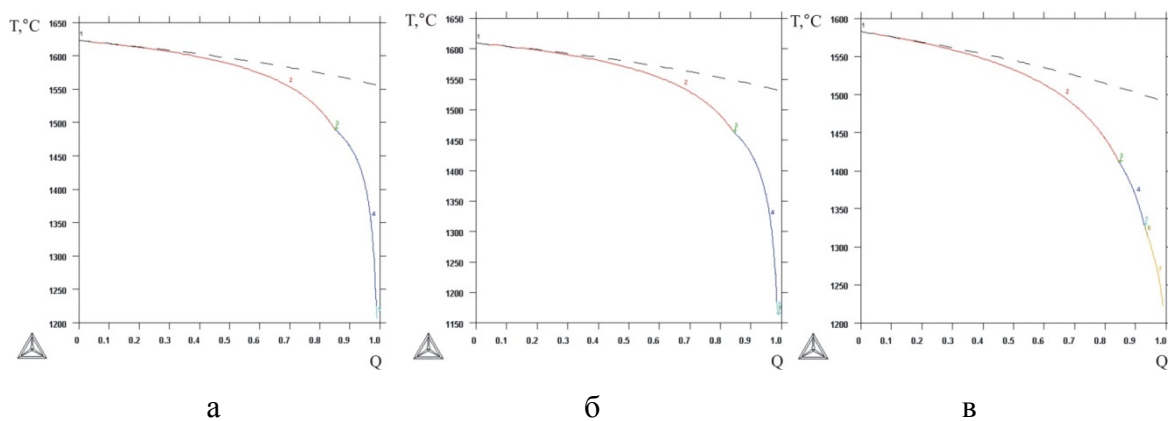
а) 1 мол. % Мо; б) 2 мол. % Мо; в) 4 мол. % Мо

Рисунок Б5 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Mo, содержащих 45 мол. % Al



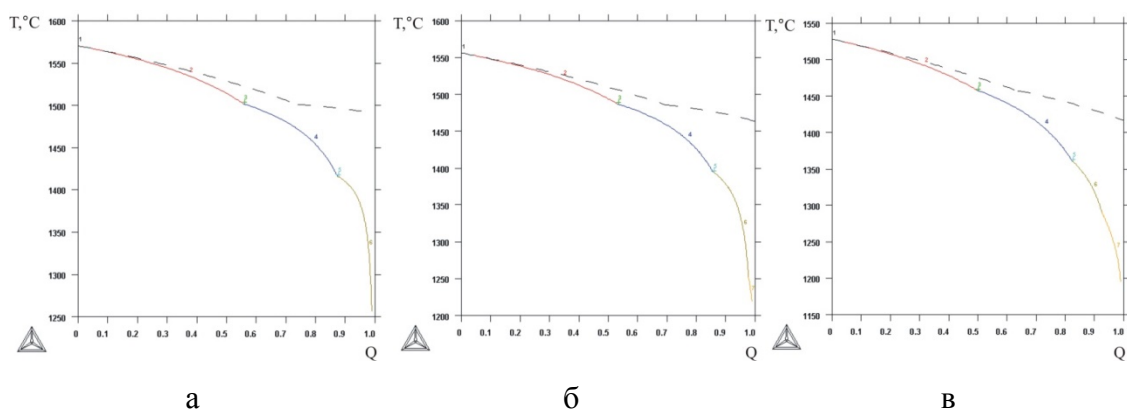
а) 1 мол. % Мо; б) 2 мол. % Мо; в) 4 мол. % Мо

Рисунок Б6 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Mo, содержащих 50 мол. % Al



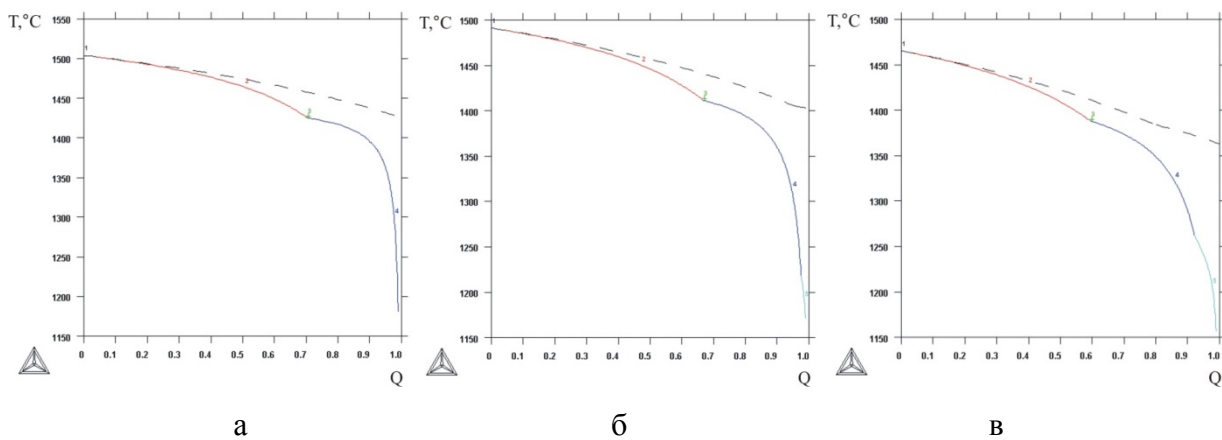
а) 1 мол. % Cr; б) 2 мол. % Cr; в) 4 мол. % Cr

Рисунок Б7 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Cr, содержащих 40 мол. % Al



а) 1 мол. % Cr; б) 2 мол. % Cr; в) 4 мол. % Cr

Рисунок Б8 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Cr, содержащих 45 мол. % Al



а) 1 мол. % Cr; б) 2 мол. % Cr; в) 4 мол. % Cr

Рисунок Б9 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Cr, содержащих 50 мол. % Al

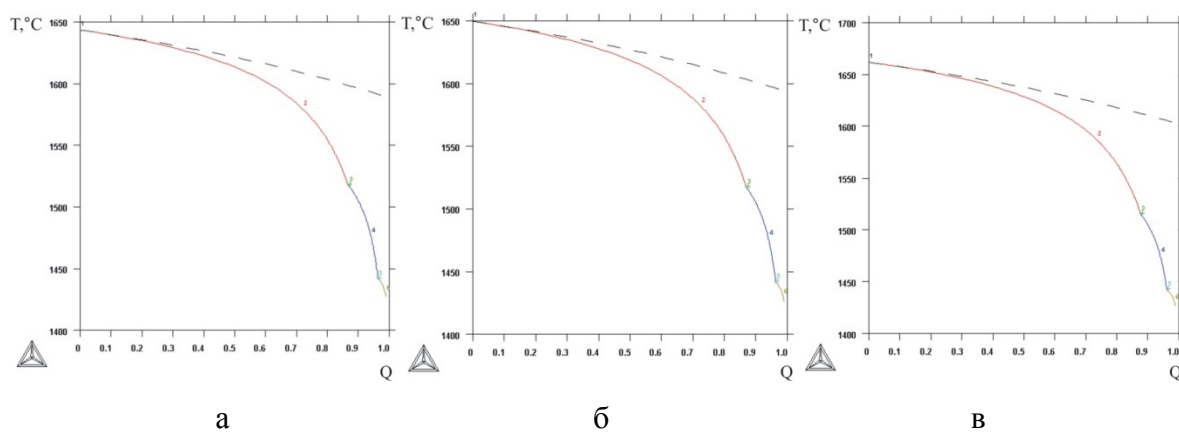


Рисунок Б10 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–V, содержащих 40 мол. % Al

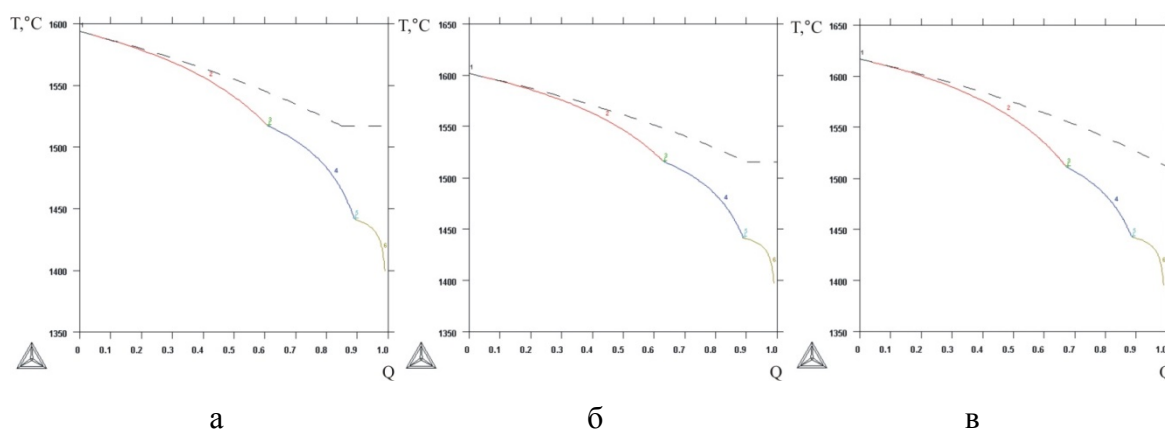


Рисунок Б11 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–V, содержащих 45 мол. % Al

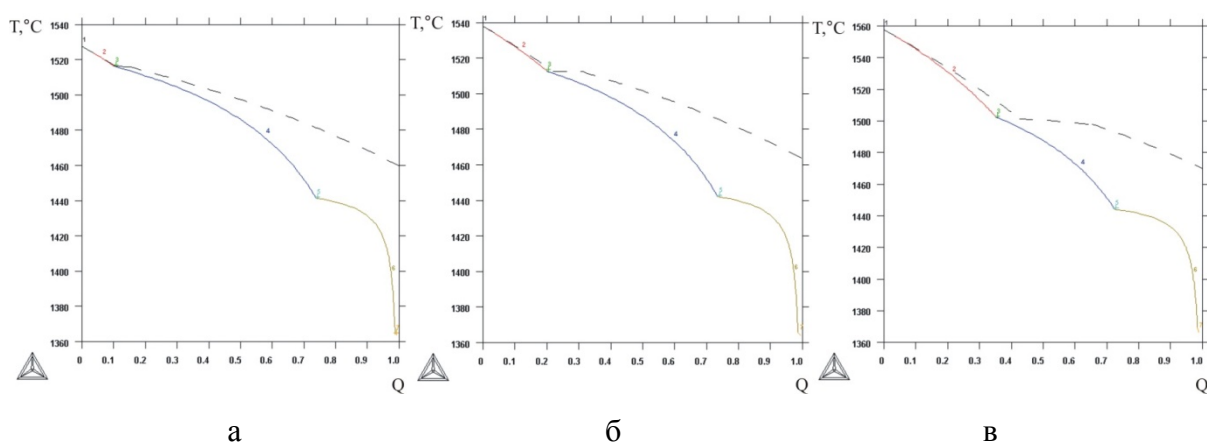
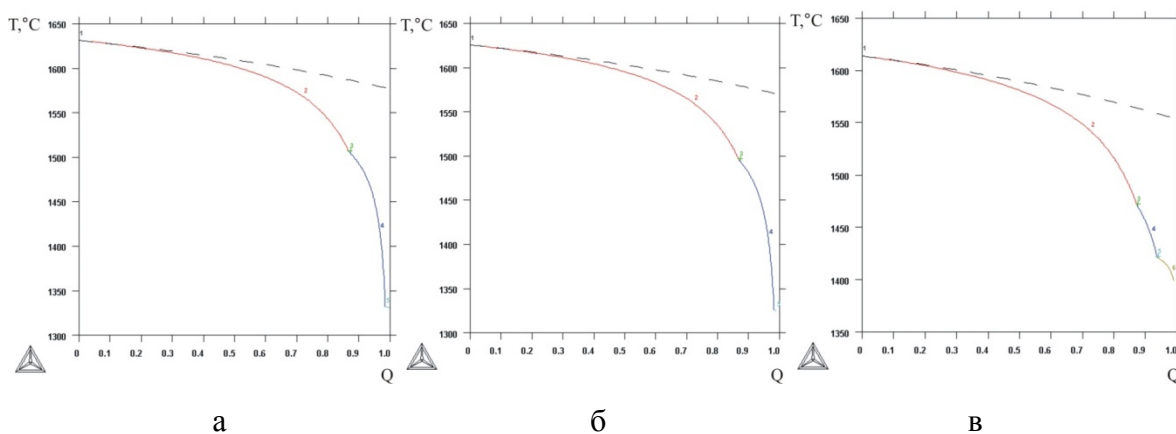
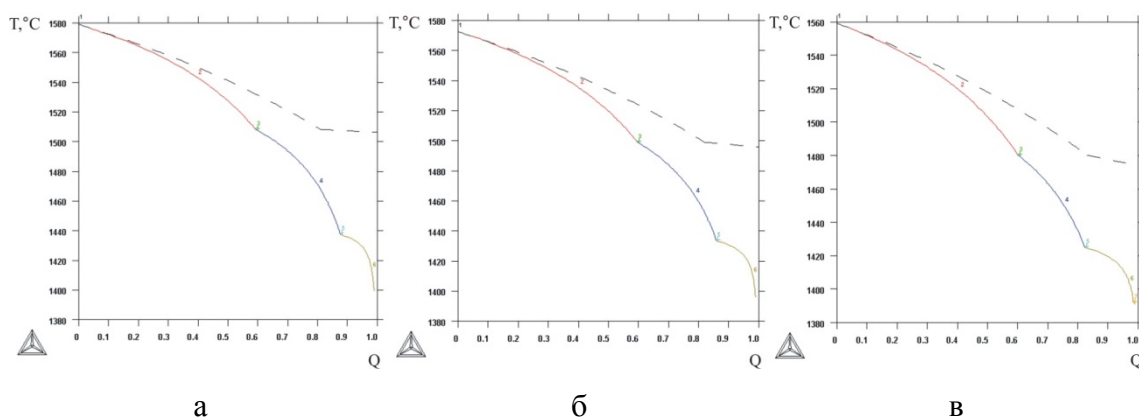


Рисунок Б12 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–V, содержащих 50 мол. % Al



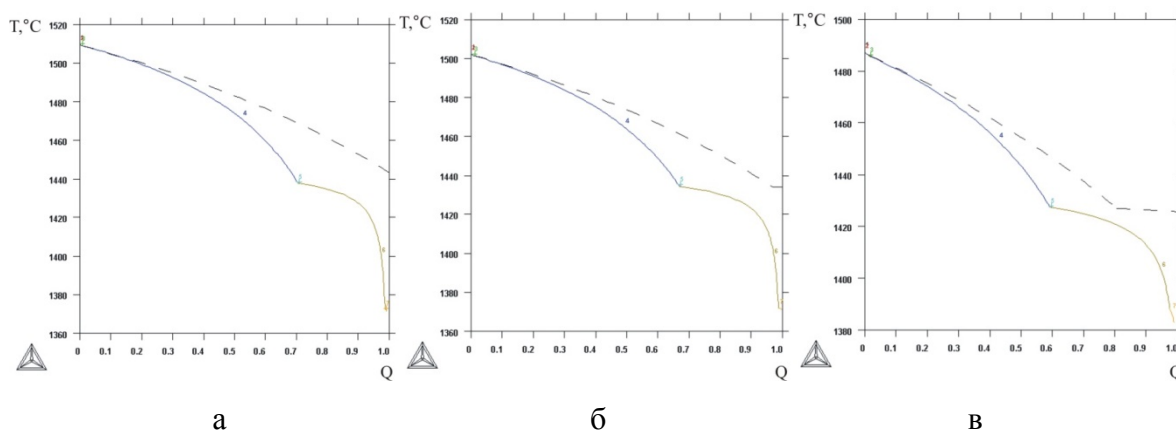
а) 1 мол. % Zr; б) 2 мол. % Zr; в) 4 мол. % Zr

Рисунок Б13 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Zr, содержащих 40 мол. % Al



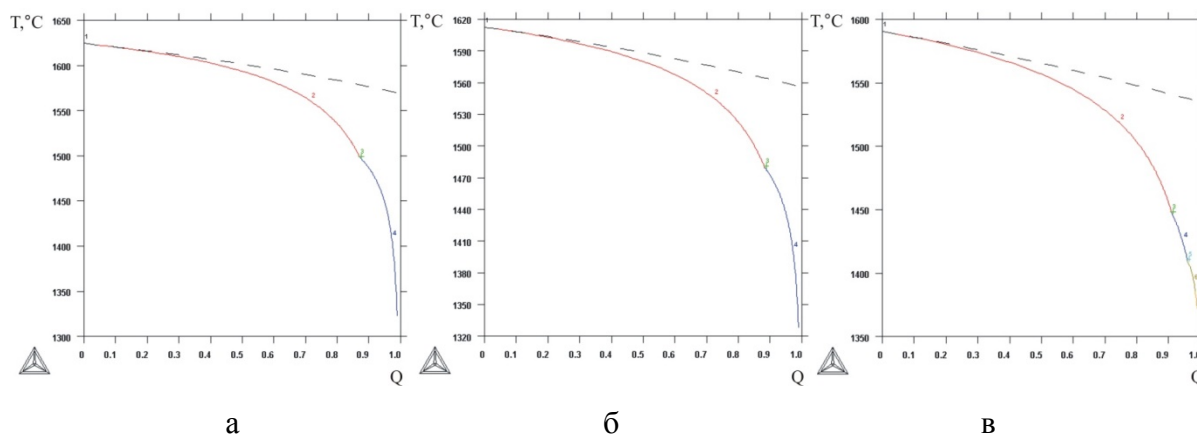
а) 1 мол. % Zr; б) 2 мол. % Zr; в) 4 мол. % Zr

Рисунок Б14 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Zr, содержащих 45 мол. % Al



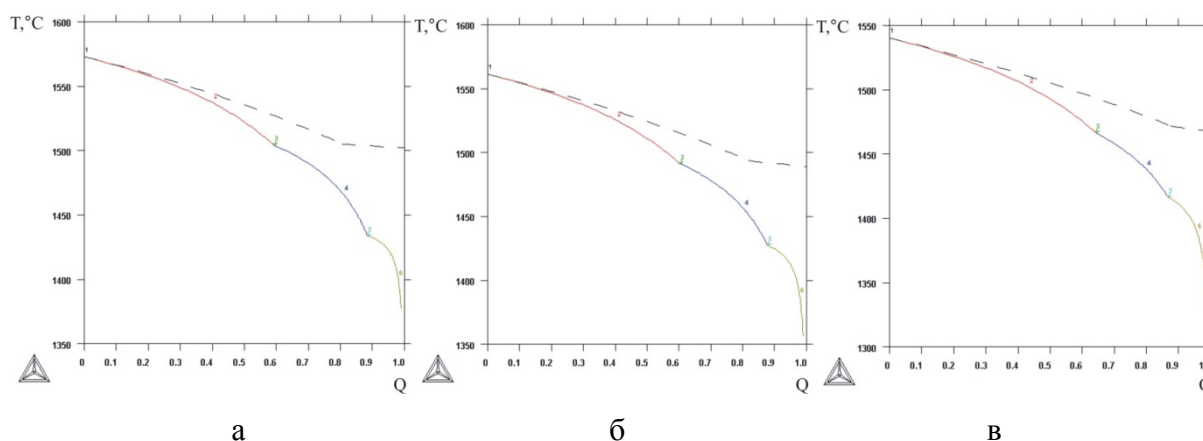
а) 1 мол. % Zr; б) 2 мол. % Zr; в) 4 мол. % Zr

Рисунок Б15 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Zr, содержащих 50 мол. % Al



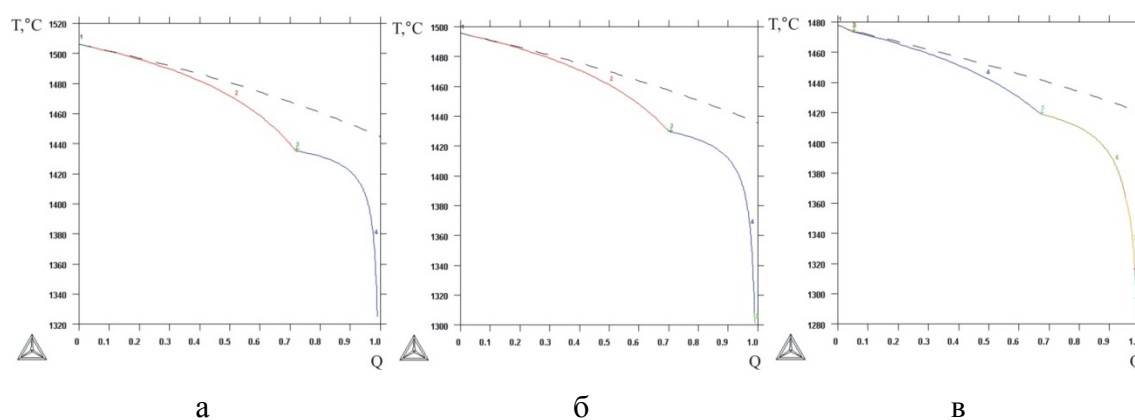
а) 1 мол. % Mn; б) 2 мол. % Mn; в) 4 мол. % Mn

Рисунок Б16 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Mn, содержащих 40 мол. % Al



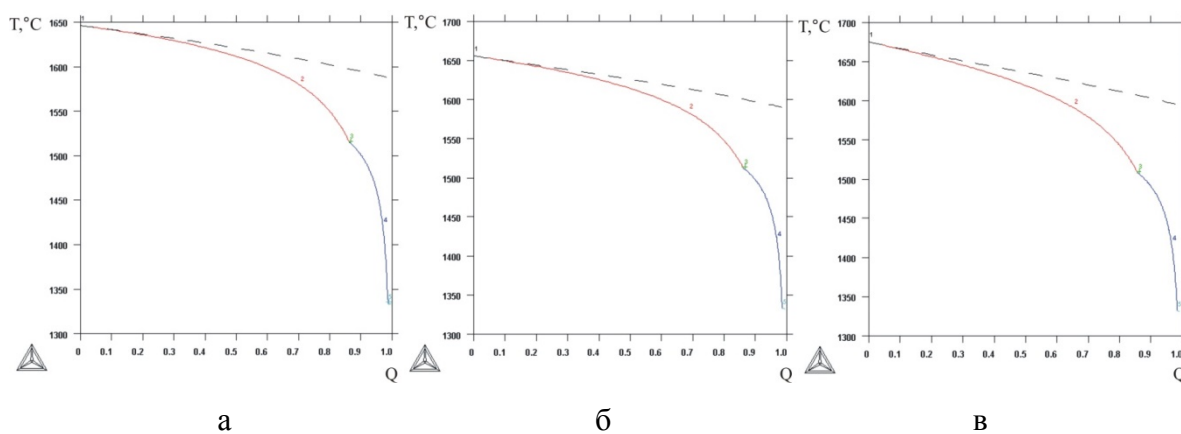
а) 1 мол. % Mn; б) 2 мол. % Mn; в) 4 мол. % Mn

Рисунок Б17 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Mn, содержащих 45 мол. % Al



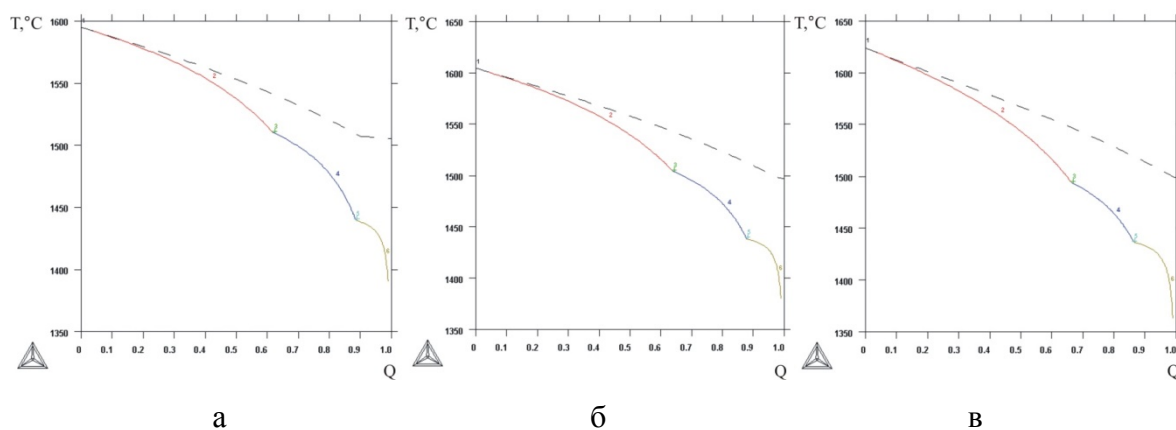
а) 1 мол. % Mn; б) 2 мол. % Mn; в) 4 мол. % Mn

Рисунок Б18 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Mn, содержащих 50 мол. % Al



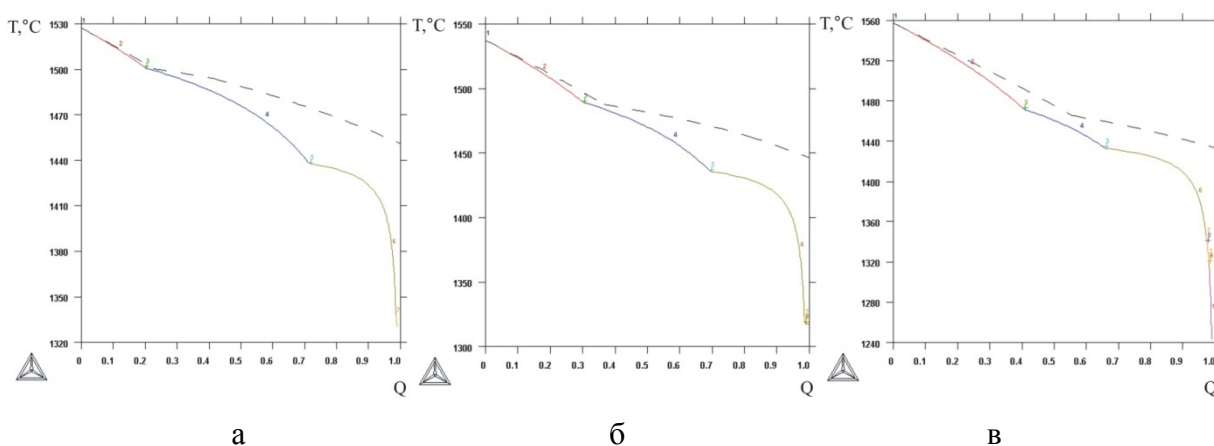
а) 0,5 мол. % W; б) 1 мол. % W; в) 2 мол. % W

Рисунок Б19 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–W, содержащих 40 мол. % Al



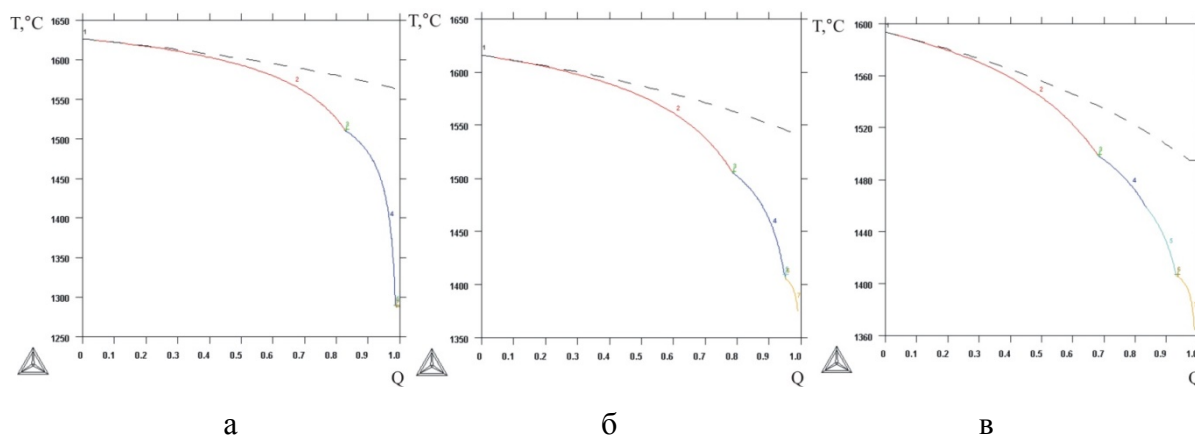
а) 0,5 мол. % W; б) 1 мол. % W; в) 2 мол. % W

Рисунок Б20 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–W, содержащих 45 мол. % Al



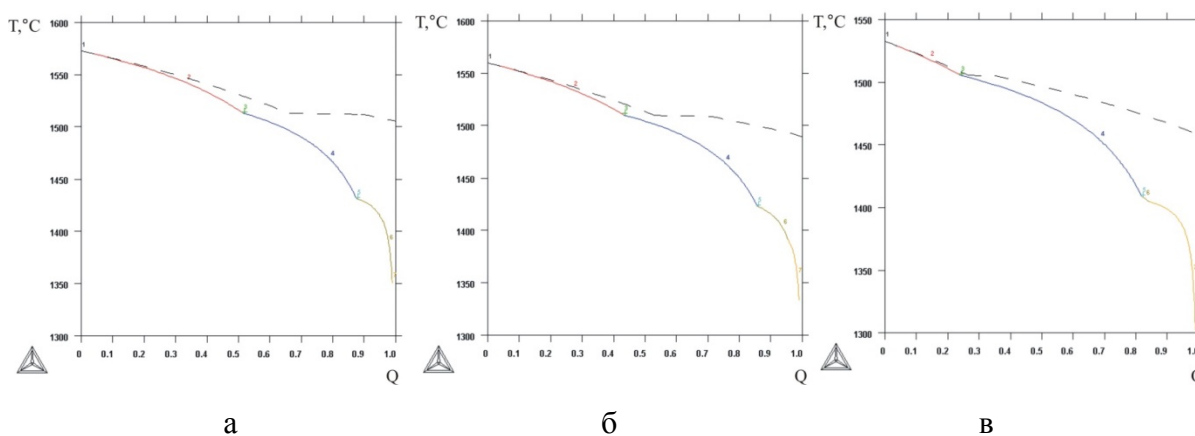
а) 0,5 мол. % W; б) 1 мол. % W; в) 2 мол. % W

Рисунок Б21 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–W, содержащих 50 мол. % Al



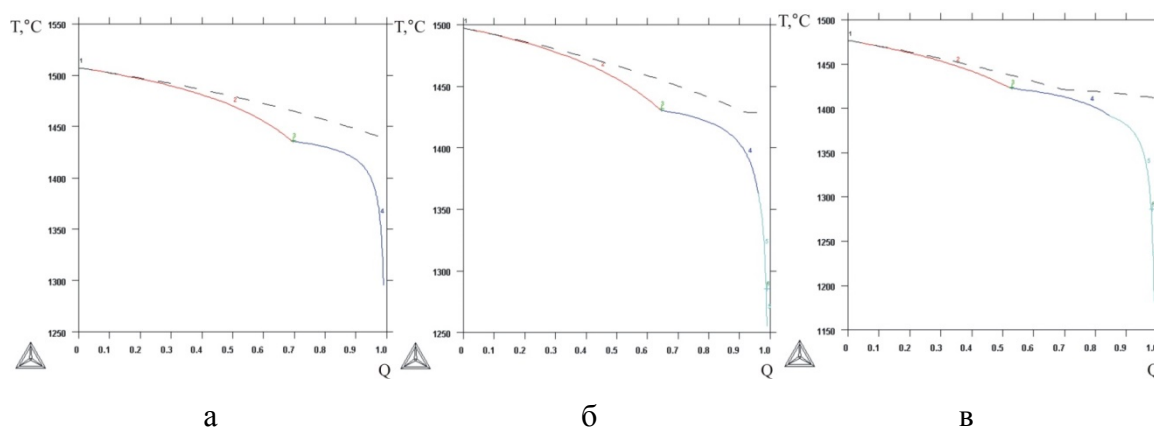
а) 0,5 мол. % Si; б) 1 мол. % Si; в) 2 мол. % Si

Рисунок Б22 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Si, содержащих 40 мол. % Al



а) 0,5 мол. % Si; б) 1 мол. % Si; в) 2 мол. % Si

Рисунок Б23 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Si, содержащих 45 мол. % Al



а) 0,5 мол. % Si; б) 1 мол. % Si; в) 2 мол. % Si

Рисунок Б24 – Расчетные зависимости суммарной мольной доли твердых фаз (Q) от температуры для сплавов системы Ti–Al–Si, содержащих 50 мол.% Al

ПРИЛОЖЕНИЕ В

Акт ПАО «ОДК-УМПО» от 27.03.2018 г

УТВЕРЖДАЮ

Управляющий директор
ПАО «ОДК-УМПО»

Е.А. Семивеличенко

М.П.



УТВЕРЖДАЮ

Проректор НИТУ «МИСиС»
по науке и инновациям

М.Р. Филонов

М.П.



АКТ от 27.03.2018 г.

по результатам работ в рамках инициативного проекта
«Разработка эффективной технологии получения перспективного гамма-сплава на основе
алюминидов титана для изготовления отливок лопаток турбины и компрессора ГТД»
между ПАО «ОДК-УМПО» и каф. ЛТИХОМ НИТУ «МИСиС»

1. Разработана технологическая карта (ТК) на получение отливок лопаток КВД из гамма-сплавов на основе алюминидов титана с использованием совмещенного процесса выплавки сплава-аналога TNM-B1 и изготовления отливок в литейные формы.
2. В производственных условиях ПАО «ОДК-УМПО» получены образцы лопаток КВД и цилиндрические заготовки из базового сплава TNM-B1 (производство GFE, Германия) для исследований структуры и свойств. Установлена эффективность разработанной в НИТУ «МИСиС» конструкции литниково-питающей системы.
3. В НИТУ «МИСиС» получены образцы для исследования структуры и свойств из гамма-сплава, российского аналога TNM-B1, приготовленного с использованием лигатур Al-Mo и Al-Nb. Изготовлены образцы лопаток КВД в соответствии с ТК.
4. Показано, что по совокупности технологических и механических свойств, химического состава и микроструктуры сплав-аналог сопоставим с базовым сплавом TNM-B1.

От ПАО «ОДК-УМПО»

Зам. управляющего
директора – технический
директор С.А. СимоновЗам. начальника
УТРИП Н.В. Аликин

от кафедры ЛТИХОМ НИТУ «МИСиС»

Зав. кафедрой В.Д. Белов

Ведущий инженер А.В. Фадеев

Соискатель Н.И. Дашкевич

ПРИЛОЖЕНИЕ Г

Акт изготовления отливки «Лопатка турбины» в лабораторных условиях НИТУ «МИСиС»



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по науке и инновациям

НИТУ «МИСиС»

М. Р. Филонов

АКТ

опытно – промышленного опробования

Мы, нижеподписавшиеся,

От лаборатории ПЭМ: Базлов А. И.

От кафедры ЛТиХОМ: Белов В. Д., Дашкевич Н. И.

составили настоящий Акт о том, что в лаборатории ПЭМ НИТУ «МИСиС» было проведено опытно - промышленное опробование, разработанной технологии получения интерметаллидных сплавов на основе Ti-Al. В ходе работы были изготовленные опытные образцы и лопатка КВД в многоразовые формы (графитовый кокиль). Все отливки были проанализированы на структуру, химический состав, механические свойства и размеры в соответствии с технической документацией.

Заключение:

1. Получен аналог сплава TNM B-1 из российских материалов методом дуговой плавки в вакуумной печи ARC200 с нерасходуемым электродом.
2. Приготовление расплава аналога TNM B-1 произведено с применением предварительно приготовленных лигатур Al-Mo, Al-Nb. Основа сплава иодидный титан.
3. Анализ структуры сплава показал идентичность сплаву TNM B-1.
4. Сплав имеет хорошие литейные свойства.
5. Уровень механических свойств российского сплава – аналога отличается от свойств сплава TNM B-1 в пределах 5 %.

Со стороны кафедры ЛТиХОМ

Зав. Кафедрой

В. Д. Белов

Руководитель направления ОАО «МАЦ»

Н. И. Дашкевич

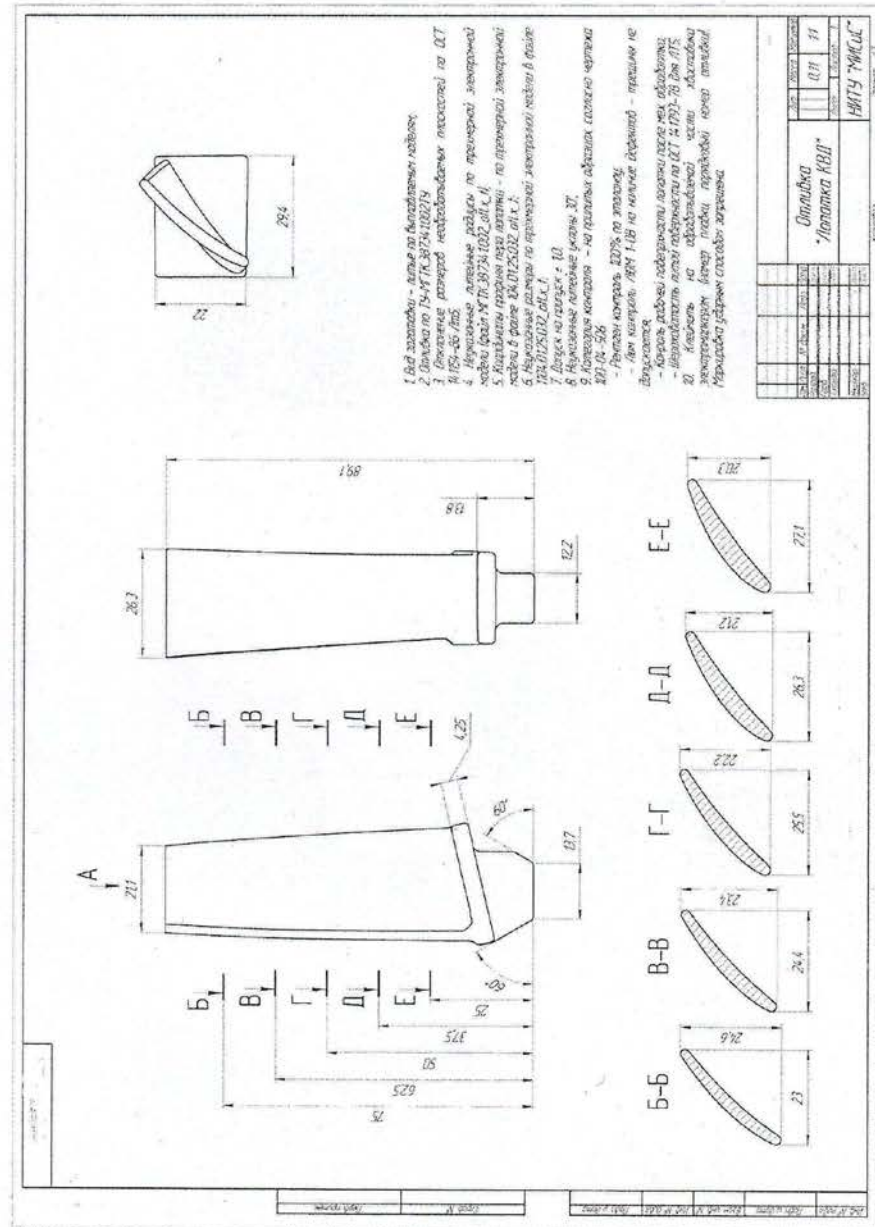
Со стороны лаборатории ПЭМ

Инженер 1 категории

А. И. Базлов

Технологическая карта процесса приготовления перспективных гамма-сплавов на основе Ti-Al
в дуговой печи с использованием лигатур тугоплавких металлов

[illegible]



										1	1
										Кокиль для образцов	
										НИТУ "МИС" ИЦ "ЛПМ"	

