



**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»**

На правах рукописи

ШМЫРОВА АЛИСА ВЛАДИМИРОВНА

**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВЫХ
СПЛАВОВ ОТ ИХ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ**

Направленность 2.6.1 - Металловедение и термическая обработка металлов и
сплавов

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Егорова Юлия Борисовна

Москва 2021

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....		5
Глава 1.	Состояние вопроса. Постановка цели и задач исследования.....	9
1.1.	Общая характеристика титана и его сплавов.....	9
1.2.	Классификация титановых сплавов.....	14
1.3.	Виды деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов. Требования к структуре и механическим свойствам прутков и поковок при комнатной температуре.....	18
1.4.	Механические свойства титановых сплавов при температурах эксплуатации (20-600°С).....	27
1.5.	Общая характеристика связи механических свойств титановых сплавов с химическим составом и структурой.....	34
1.6.	Контроль качества полуфабрикатов из титановых сплавов.....	39
1.7.	Характеристика сплавов типа Ti-6Al-4V.....	42
1.7.1.	Влияние термической обработки на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V.....	44
1.7.2.	Влияние типа структуры на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V.....	52
1.7.3.	Влияние режимов термической обработки на размеры параметров структуры.....	56
1.7.4.	Влияние параметров структуры разного типа на механические свойства сплавов Ti-6Al-4V.....	61
1.8.	Заключение по литературному обзору. Постановка цели и задач исследования.....	72
Глава 2	Объекты и методы исследования.....	75
2.1.	Объекты исследования.....	75

	2.2.	Методика проведения исследований.....	78
	2.2.1.	Методика экспериментальных исследований катаных прутков из сплава ВТ6.....	78
	2.2.2.	Методика проведения статистических исследований.....	80
Глава 3		Статистическое сопоставление и прогнозирование прочностных свойств титановых сплавов от эквивалентов по алюминию и молибдену при температурах эксплуатации (20-600°C).....	83
	3.1.	Статистическое сопоставление прочностных свойств титановых сплавов при повышенных температурах	84
	3.2.	Прогнозирование прочностных свойств α -, псевдо α - и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов от эквивалентов по алюминию и молибдену при температурах эксплуатации.....	94
Глава 4		Статистические исследования влияния химического состава и структуры на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V.....	99
	4.1.	Прогнозирование механических свойств прутков из сплавов типа Ti-6Al-4V в зависимости от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену при температурах 20-600°C.....	100
	4.2.	Исследование закономерностей влияния типа и параметров структуры на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V на основе литературных данных.....	111
	4.3.	Статистические исследования зависимости механических свойств прутков из сплава ВТ6 от химического состава и структуры.....	119
	4.3.1.	Сопоставление механических свойств прутков сплава ВТ6 после разных видов отжига.....	123
	4.3.2.	Сопоставление механических свойств прутков сплава ВТ6 с разным типом структуры.....	125

4.3.3. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 с разной структурой от эквивалентов по алюминию и молибдену.....	130
4.3.4. Зависимость параметров разных типов структуры от режимов термической обработки прутков сплава ВТ6.....	134
4.3.5. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 от параметров глобулярной структуры.....	144
4.3.6. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 от параметров пластинчатой структуры.....	146
4.3.7. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 от параметров переходной структуры.....	148
4.3.8. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 от параметров смешанной структуры.....	150
4.3.9. Прогнозирование механических свойств прутков сплава ВТ6 от эквивалентов по алюминию и молибдену и параметров структуры.....	152
4.4. Статистическая оценка влияния химического состава на механические свойства поковок дисков титанового сплава ВТ6.....	158
Выводы.....	168
Список литературы.....	170

ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы заняли прочное место в ведущих отраслях техники, возникают все новые области их применения, в которых они дают существенный экономический эффект по сравнению с другими материалами. Однако рост титанового производства возможен только при условии разработки новых высокотехнологичных сплавов, оптимизации состава, структуры и свойств традиционных титановых сплавов, совершенствования существующих и внедрения инновационных технологических процессов.

До настоящего времени разработка практически всех титановых сплавов осуществлялась путем перебора различных композиций легирующих элементов и установлением связей «химический состав – свойства» при различных температурах. Вместе с тем, за годы исследования титана и его сплавов накоплен значительный экспериментальный, теоретический и практический материал, который можно использовать не только для совершенствования техпроцессов, но и для разработки методов моделирования состава сплавов и прогнозирования их свойств. Для титановых сплавов сложность прогнозирования обусловлена их крайней структурной чувствительностью и неоднозначностью влияния типа и параметров структуры на комплекс механических свойств. Это приводит к тому, что свойства даже однотипных полуфабрикатов могут изменяться в довольно широких пределах. Для прогнозирования комплекса свойств промышленных полуфабрикатов целесообразно выявить степень влияния не только типа и параметров структуры, но и колебаний химического состава. При условии получения значимых статистических связей «марочный состав – структура - свойства полуфабриката» их необходимо учитывать при моделировании и совершенствовании технологических процессов, прогнозировании свойств, разработке новых сплавов, повышении качества полуфабрикатов.

Титановые сплавы относятся к материалам, предназначенным для длительной эксплуатации не только при комнатной, но и при достаточно высоких температурах. Однако до сих пор не установлены количественные зависимости

прочностных свойств титановых сплавов разных классов от эквивалентов по алюминию и молибдену при различных температурах испытания, сопоставимых с условиями эксплуатации.

Все вышесказанное позволяет констатировать, что установление количественных зависимостей механических свойств промышленных полуфабрикатов из титановых сплавов от химического состава и структуры на основе комплексного статистического анализа литературных данных, результатов экспериментальных исследований, производственных испытаний и промышленного контроля полуфабрикатов, изготовленных по серийным технологиям, а также прогнозирование их механических свойств при температурах эксплуатации является актуальной научной и практической задачей.

Цель диссертационной работы состояла в установлении статистических закономерностей совместного влияния химического состава и структуры на механические свойства деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов и разработка на этой основе методов прогнозирования механических свойств при температурах 20-600°. Для достижения поставленной цели необходимо было решить **следующие задачи**:

1. Обобщить и статистически проанализировать литературные данные, содержащие сведения о пределе прочности отожженных полуфабрикатов из титановых сплавов разных классов при температурах 20-600°C. Провести сопоставление температурных зависимостей предела прочности серийных и опытных титановых сплавов на основе кластерного анализа.

2. Собрать и обобщить литературные данные, результаты производственных испытаний и промышленного контроля химического состава, структуры и механических свойств полуфабрикатов (слитки, прутки, поковки, плиты) из различных модификаций титановых сплавов типа Ti-6Al-4V (BT6, BT6C, Grade 5, Grade23).

3. Провести корреляционно-регрессионный анализ для исследования зависимостей механических свойств от содержания легирующих элементов и

примесей (в перерасчете на эквиваленты по алюминию и молибдену), типа и параметров структуры различных полуфабрикатов из сплавов типа Ti-6Al-4V.

4. Выявить структурное состояние с учетом химического состава, обеспечивающее требуемый уровень механических свойств прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 после отжига.

5. Провести оценку влияния колебаний марочного состава и режимов закалки на механические свойства штампованных поковок дисков из сплава ВТ6 со смешанной структурой.

6. На основе проведенных исследований обосновать модели для вероятностного прогнозирования механических свойств промышленных полуфабрикатов из титановых сплавов при температурах 20-600°C. Провести проверку предложенных моделей.

7. Предложить рекомендации, направленные на повышение качества полуфабрикатов из сплава ВТ6.

Научная новизна

1. На основе кластерного анализа выявлено 8 групп серийных титановых сплавов с одинаковой интенсивностью снижения предела прочности с ростом температуры. Разработаны зависимости, которые позволяют проводить прогнозирование уровня прочности отожженных полуфабрикатов в условиях эксплуатации, если известно его значение при комнатной температуре.
2. Статистически обосновано, что основной вклад в сохранение прочности при повышенных температурах вносят элементы, эквивалентные алюминию. Степень влияния α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей (в перерасчете на прочностной эквивалент по алюминию) составляет 40-60 МПа/% (м.) в зависимости от температуры испытания в интервале 20-600°C.
3. Построены прочностные диаграммы в координатах «Предел прочности – эквивалент по алюминию – эквивалент по молибдену», которые позволяют проводить моделирование состава сплава с заданным уровнем прочности при температурах 20-600°C.

4. Уточнены модели для оценки предела прочности, характеристик пластичности и ударной вязкости кованных, прессованных и катаных прутков разного диаметра из сплавов типа Ti-6Al-4V (BT6, BT6C, Grade 5, Grade23) после стандартного отжига. Статистически обосновано, что марочное изменение суммарного содержания ванадия и железа (в перерасчете на прочностной эквивалент по молибдену) с 2,0 до 3,5% не оказывает значимого влияния на их пластичность и ударную вязкость.
5. Установлены значения эквивалентов по алюминию и молибдену с учетом параметров структуры, обеспечивающие выполнение требований ОСТ1 90173-75 и ОСТ1 90266-86 к механическим свойствам катаных прутков диаметром 16-155 мм из сплава BT6.

Теоретическая и практическая значимость работы

1. Разработаны регрессионные модели для оценки средних типичных значений предела прочности отоженных прутков и листов разных сплавов в зависимости от эквивалентов по алюминию и молибдену и температуры испытания в интервале от 20 до 600°C. Полученные результаты дают возможность не только проводить прогнозирование прочностных свойств серийных сплавов при различных температурах, но и обосновать оптимальные составы новых сплавов с учетом требований к условиям их эксплуатации
2. Разработаны регрессионные модели для прогнозирования механических свойств промышленных прутков из различных модификаций сплавов типа Ti-6Al-4V в зависимости от колебаний химического состава после стандартного отжига.
3. Предложены рекомендации по корректировке химического состава поковок дисков сплава BT6 на основе вероятностно-статистического подхода. Для исключения выпадов по «3σ»-интервалу и возможности появления брака целесообразно снизить расчетное содержание легирующих элементов и кислорода в слитках сплава BT6 путем корректировки состава шихты.

Глава 1. Состояние вопроса. Постановка цели и задач исследования

1.1. Общая характеристика титана и его сплавов

Титан расположен в IVA подгруппе первого большого периода периодической системы Д.И. Менделеева, но относится к переходным элементам. Физические свойства титана приведены в табл. 1.1.1 [1, 4-6].

Таблица 1.1.1

Физические свойства титана

Атомный номер	22
Атомная масса	47,88
Плотность при 20°C	4,505 г/см ³
Температура плавления	1668°C
Температура кипения	3169°C
Атомный радиус	0,145 нм
Удельная теплота плавления	358,3 кДж/кг
Удельная теплота испарения	9790 кДж/кг
Удельная теплоемкость при 20°C	521 Дж/(кг·К);
Удельная теплопроводность при 20°C	21,9 Вт/(м·К)
Коэффициент линейного термического расширения при 25°C	8,40 10 ⁶ К ⁻¹
Модуль нормальной упругости	103 ГПа
Модуль сдвига	39,2 ГПа

Титан имеет две аллотропические модификации: низкотемпературная α , существующая до 882,5°C, обладает ГПУ решеткой. Высокотемпературная β - модификация, устойчивая от 882,5°C до температуры плавления, имеет ОЦК решетку. Наиболее чистый титан получают иодидным и электролитическим способами [1, 5]. Иодидный титан (O=0,045%, N=0,002%, C=0,001%, остальные примеси 0,05%) обладает высокими пластическими свойствами при сравнительно низкой прочности ($\sigma_B = 220...260$ МПа; $\sigma_{0,2} = 100...125$ МПа; $\delta - 50...70\%$; $\psi = 60...90\%$) [5, 21, 36]. Механические свойства электролитического титана (O=0,021%, N=0,004%, C=0,015%, остальные примеси 0,04%): $\sigma_B = 234$ МПа; $\sigma_{0,2} = 105$ МПа; $\delta - 55\%$ [21].

Все легирующие элементы в титане разделяют на три группы по влиянию на полиморфизм титана [6, 14, 21, 37, 39]:

1. α -стабилизаторы – элементы, повышающие температуру полиморфного превращения титана (рис. 1.1.1): алюминий, галлий, индий; углерод, азот и кислород.

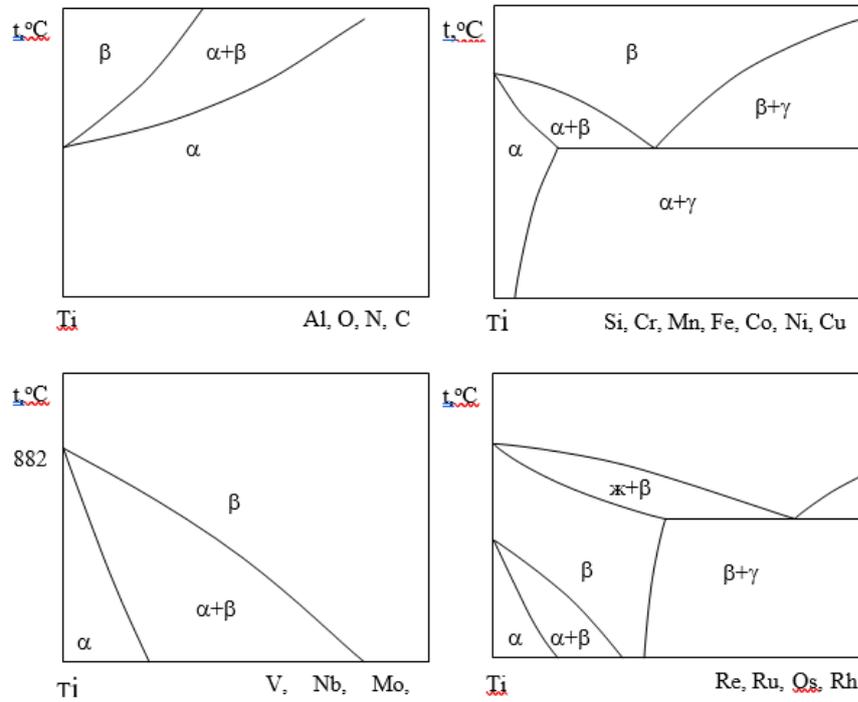


Рис. 1.1.1 Схема влияния легирующих элементов и примесей на температуру полиморфного превращения титана [21].

2. β -стабилизаторы – элементы, понижающие температуру полиморфного превращения титана. Их можно разбить на три подгруппы. В сплавах титана с элементами первой подгруппы (кремний, хром, марганец, железо, кобальт, никель, медь) происходит эвтектоидный распад β -фазы ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma$) – их называют эвтектоидообразующими β -стабилизаторами. В сплавах титана с элементами второй подгруппы при достаточно высокой их концентрации β -раствор сохраняется до комнатной температуры, не претерпевая эвтектоидного распада (ванадий, молибден, ниобий, тантал, вольфрам) – это β -изоморфные стабилизаторами. В сплавах третьей подгруппы равновесная β -фаза также стабилизируется при комнатной температуре, но непрерывных β -твердых растворов не образуется (рений, рутений, родий, осмий, иридий) – это квазиизоморфными β -стабилизаторами.

3. Нейтральные упрочнители - элементы, мало влияющие на температуру полиморфного превращения титана (олово, цирконий, германий, гафний, торий).

Алюминий является основным легирующим элементом в титановых сплавах и присутствует почти во всех сплавах. Алюминий имеет следующие преимущества перед остальными компонентами: доступность, дешевизна, низкая плотность. Алюминий эффективно упрочняет сплавы при сохранении удовлетворительной пластичности, повышает жаропрочность и модули упругости сплавов; уменьшает склонность к водородной хрупкости. Однако с увеличением его содержания повышается чувствительность сплавов к солевой коррозии, а также уменьшается их технологическая пластичность. Поэтому содержание алюминия в титановых сплавах следует ограничивать.

Другими наиболее распространенными легирующими элементами являются ванадий и молибден. Кроме этих трех металлов в промышленных титановых сплавах в качестве легирующих элементов встречаются еще девять металлов: Zr, Cr, Mn, Fe, Cu, Sn, Nb, W и Ta. В некоторых опытных странах можно встретить Ga, Sb, Bi, но широкого промышленного применения такие сплавы не получили. Палладий, рутений и платину добавляют к чистому титану для повышения его стойкости в сильных коррозионных средах. Титановые сплавы легируют также кремнием, который вводят для повышения жаропрочности. Число легирующих элементов в промышленных сплавах и их содержание изменяется в широких пределах в зависимости от класса (табл. 1.1.2). Элементы внедрения – углерод, кислород, азот, водород, являются вредными примесями, поэтому их содержание в промышленных сплавах ограничивают. Вместе с тем кислород в небольших концентрациях может быть полезным легирующим элементом.

При описании многокомпонентных титановых сплавов принимается, что действие всех β -стабилизаторов можно выразить суммарным эквивалентным содержанием молибдена $[Mo]_{\text{экв}}$, при котором количество β - фазы, ее

стабильность, способность к превращениям в двойном сплаве Ti - Mo будут такими же, как и в рассматриваемом сплаве:

$$[Mo]_{\text{экв}} = \sum (x_i \cdot C''_{Mo} / C''_i), \quad (1.1.1)$$

где C''_i и C''_{Mo} – вторая критическая концентрация легирующего элемента и молибдена соответственно; x_i – содержание i - элемента.

Таблица 1.1.2
Основные легирующие элементы в отечественных и зарубежных промышленных титановых сплавах разных классов

Класс сплава		Интервал концентраций, % масс.					
		Al	Mo	V	Sn	Zr	Mn
α-сплавы	отеч	0-5,0	0	0	0-2,5	0-2,5	0
	заруб	0-5,0	0	0	0-2,5	0-1,5	0
псевдо-α-сплавы	отеч	0-7,5	0-1,4	0-2,5	0-4,0	0-4,0	0-1,5
	заруб	0-8,0	0-2,0	0-3,0	0-11,0	0-5,0	0-1,5
α+β-сплавы	отеч	3-6,5	0-5,0	0-4,5	0-2,0	0-4,0	0
	заруб	3-7,0	0-6,0	0-6,0	0-4,0	0-4,0	0
переходный класс, β-, псевдо-β	отеч	0-5,0	1-33	0-15,0	0-4,5	0-6,0	0
	заруб	0-5,0	0-15	0-22,0	0-7,0	0-11,0	0-8,0

Продолжение таблицы 1.1.2

Класс сплава		Интервал концентраций, % масс.					Число л. э.
		Cr	Fe	Si	Nb	Cu	
α-сплавы	отеч	0	0	0	0	0	0-2
	заруб	0	0-0,5	0	0	0-3,0	0-4
псевдо-α-сплавы	отеч	0-0,7	0-0,4	0-0,34	0-2,3	0	1-8
	заруб	0-0,6	0-0,4	0-0,45	0-7,0	0	1-7
α+β-сплавы	отеч	0-1,5	0-0,6	0-0,3	0-1,15	0-0,21	2-8
	заруб	0-4,0	0-2,5	0-0,5	0	0	2-6
переходный класс, β-, псевдо-β-сплавы	отеч	0-11,0	0-1,2	0	0	0	2-7
	заруб	0-11,0	0-5,7	0-0,25	0-29	0	1-6

В опубликованных работах [5, 6, 18-21, 24, 27-29, 31-33, 36, 37] приводятся различные значения критических концентраций легирующих элементов, что обусловлено разной чистотой исходных материалов и различиями в методике экспериментов. В работе [21] на основе обобщения опубликованных данных

приняты следующие значения вторых критических концентраций (в % по массе): 15V; 36Nb; 45Ta; 6,5Cr; 11Mo; 22W; 6,5Mn; 4,5Fe; 9,5Co; 8,5Ni, что приводит к следующему соотношению для оценки эквивалента титановых сплавов по молибдену [21]:

$$[\text{Mo}]_{\text{экв}} = \% \text{Mo} + \% \text{Ta}/4 + \% \text{Nb}/3,3 + \% \text{W}/2 + \% \text{V}/1,4 + \% \text{Cr}/0,6 + \% \text{Ni}/0,8 + \\ + \% \text{Mn}/0,6 + \% \text{Fe}/0,4 \quad (1.1.2)$$

В работах [6, 37, 39] было введено понятие о коэффициенте β - стабилизации K_β , который отражает, насколько данный сплав близок по составу ко второй критической концентрации:

$$K_\beta = C_1/C_{1\text{кр}} + C_2/C_{2\text{кр}} + C_3/C_{3\text{кр}} + \dots + C_i/C_{i\text{кр}}, \quad (1.1.3)$$

в котором $C_1, C_2, C_3 \dots C_i$ – содержание различных β - стабилизаторов, а $C_{1\text{кр}}, C_{2\text{кр}}, C_{3\text{кр}} \dots C_{i\text{кр}}$ – вторые критические концентрации ($C''_{\text{кр}}$), свыше которых в соответствующих двойных системах мартенситное превращение подавляется.

Молибденовый эквивалент и коэффициент β - стабилизации сплавов исходят из одного и того же принципа. Отличие состоит в том, что $[\text{Mo}]_{\text{экв}}$ дает абсолютные эквивалентные значения концентрации β - стабилизаторов, а K_β - относительные:

$$K_\beta = [\text{Mo}]_{\text{экв}}/C_{\text{крMo}} = [\text{Mo}]_{\text{экв}}/11 \quad (1.1.4)$$

Коэффициент K_β и эквивалент по молибдену дают лишь приближенную оценку β - стабилизации титановых сплавов, так как не учитывается влияние α - стабилизаторов и нейтральных упрочнителей, при этом действие β - стабилизаторов считается аддитивным.

Розенберг при разработке жаропрочных псевдо α -сплавов ввел понятие эквивалента α - стабилизаторов и нейтральных упрочнителей по алюминию [21]. Он установил, что двойные сплавы Ti-Al теряют термическую стабильность при $\text{Al}_{\text{eq}} \geq 9\%$. При оценке Al_{eq} Розенберг не учитывал влияние на термическую стабильность сплавов азота и углерода. В 1980-х гг. Хэймонд К. и Наттинг Дж. установили, что углерод и азот также влияют на условия образования α_2 -фазы,

при этом 1,0% углерода эквивалентен 1,0 % кислорода, а 1,0% азота – 2,0 % кислорода [7]. В результате обобщения этих данных Колачев Б.А. с соавторами [21] распространил представление о структурных эквивалентах по алюминию на $\alpha+\beta$ - и псевдо β -титановые сплавы и предложил использовать соотношение:

$$[Al]_{\text{ЭКВ}} = \%Al + \%Sn/3 + \%Zr/6 + 10[\%O + \%C + 2(\%N)] \quad (1.1.5)$$

В работах [8, 21] было введено понятие о прочностных эквивалентах α - стабилизаторов и нейтральных упрочнителей по алюминию и прочностных эквивалентах β -стабилизаторов по молибдену. За основу оценки прочностного эквивалента по алюминию была взята эффективность растворного упрочнения от введения 1% (по массе) α - стабилизаторов и нейтральных упрочнителей. Тогда прочностной эквивалент сплавов по алюминию можно представить в виде соотношения:

$$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} = \%Al + \%Sn/2 + \%Zr/3 + 20[\%O] + 33[\%N] + 12[\%C] + 3,3[\%Si] \quad (1.1.6)$$

Кремний сохранен в соотношении (1.1.6), так как он довольно часто является легирующим элементом. Для оценки прочностных эквивалентов β - стабилизаторов по молибдену были приняты коэффициенты упрочнения, МПа/%: V – 30; Nb – 15, Cr – 65, Mo – 50, W – 50, Mn -50, Fe – 75. При допущении аддитивности упрочнения от введения каждого элемента выражение для определения прочностного эквивалента по молибдену принимает вид:

$$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} = \%Mo + \%V/1,7 + \%Mn + \%W + \%Cr/0,8 + \%Fe/0,7 + \%Nb/3,3. \quad (1.1.7)$$

1.2. Классификация титановых сплавов

Титановые сплавы классифицируют по различным признакам [6, 8, 10, 18-21, 37]. Наиболее распространена классификация сплавов по фазовому составу [37, 39]. Она включает в себя: 1) α -сплавы, структура которых представлена α -фазой, 2) псевдо- α -сплавы, структура которых представлена α - фазой и небольшим количеством β - фазы или интерметаллидов (не более 5 %), 3) $\alpha+\beta$ -сплавы, структура которых представлена α и β -фазами; сплавы этого типа также

могут содержать небольшое количество интерметаллидов, 4) псевдо - β -сплавы со структурой, представленной одной β -фазой после закалки или нормализации из β -области; структура этих сплавов в отожженном состоянии представлена α -фазой и большим количеством β - фазы, 5) β -сплавы, структура которых представлена термодинамически стабильной β -фазой, 6) сплавы на основе интерметаллидов.

Глазунов С.Г. и Моисеев В.И. [6, 32, 37] выделяют также сплавы переходного класса, которые по структуре и протекающим в них превращениям занимают промежуточное положение между $\alpha+\beta$ и псевдо - β -сплавами. По существу это сплавы, в которых в зависимости от колебаний их химического состава, после закалки из β - области может сформироваться β -структура (возможно с ω - состоянием внутри нее) или структура, представленная β -фазой и мартенситом. По химическому составу это сплавы, близки ко второй критической концентрации. В соответствии с работами этих авторов $[Mo]_{\text{экв}}$ равен нулю для α - сплавов; $\leq 2,5$ для псевдо α - сплавов; составляет 2,5-10 для $\alpha+\beta$ сплавов и 10-12 для сплавов переходного класса, $\geq 12\%$ для псевдо β и $\geq 30\%$ для β - сплавов. По коэффициенту β - стабилизации титановые сплавы распределяются в следующей последовательности: α - сплавы - $K_\beta = 0$; псевдо α - $K_\beta < 0,25$; $\alpha+\beta$ -сплавы $K_\beta = 0,3-0,9$; переходный класс $K_\beta = 1,0-1,4$; псевдо β - $K_\beta = 1,5- 2,4$; β - сплавы – 2,5-3,0 [21].

На рис. 1.2.1 приведена диаграмма фазового состава отожженных титановых сплавов, которая позволяет дать количественное обоснование классификации титановых сплавов по структуре в отожженном состоянии: а) α -сплавы с α - структурой; б) псевдо- α - сплавы с преобладанием в структуре α - фазы (не более 5% β -фазы); в) $\alpha+\beta$ -сплавы с содержанием от 5 до 50% β - фазы; г) сплавы переходного класса с содержанием 50-60% β -фазы, д) псевдо- β -сплавы с преобладанием в структуре β - фазы (>65-70%) [21].

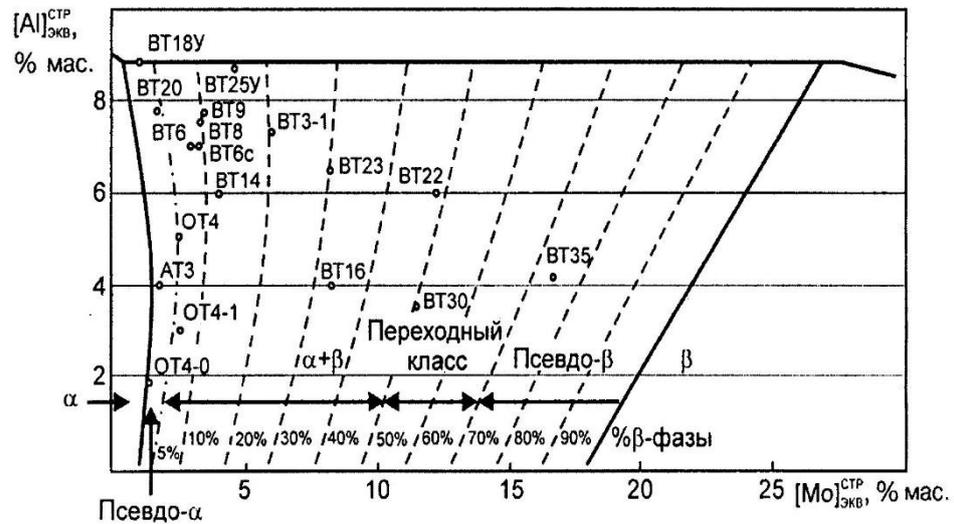


Рис. 1.2.1 Диаграмма фазового состава титановых сплавов после простого отжига по промышленным режимам в координатах эквивалент легирующих элементов по алюминию - эквивалент по молибдену [21].

Классификационная диаграмма титановых сплавов в координатах $[Al]_{\text{экв}}^{\text{СТР}}$ - $[Mo]_{\text{экв}}$ приведена на рис. 1.2.2. К псевдо - α -сплавам отнесены сплавы, в которых содержание α -фазы в соответствии с диаграммами состояния Ti - Al- β - стабилизатор не превышает 5%; ($\alpha+\beta$) - класс включает сплавы с содержанием β -фазы более 5%, которые после закалки из β -области приобретают структуру α' - или α'' - мартенсита. К переходному классу отнесены сплавы, фазовый состав которых после закалки из β -области может изменяться от α' (α'') до β при колебании их химического состава в пределах технических условий. На классификационной диаграмме отмечено также подавляющее действие алюминия и нейтральных упрочнителей на образование ω - фазы при закалке сплавов переходного класса и псевдо β - сплавов.

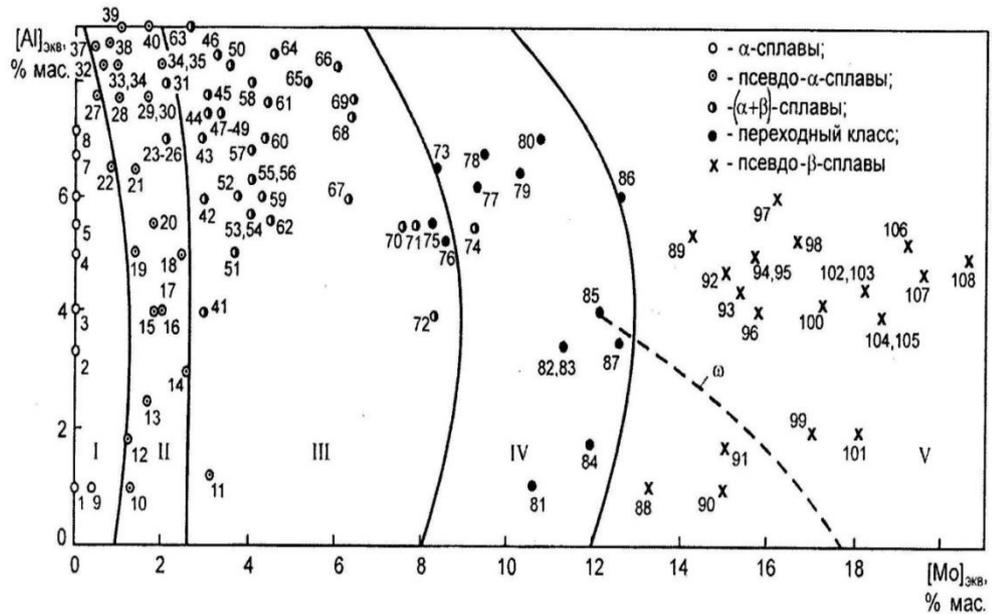


Рис.1.2.2 Классификационная диаграмма титановых сплавов в координатах эквивалент легирующих элементов по алюминию – эквивалент по молибдену (номера соответствуют сплавам в табл. 1.14 [21]).

Колачев Б.А. и Ливанов В.А. предложили классификацию титановых сплавов по структуре в закаленном состоянии [21]. Эта классификация включает в себя: 1) сплавы мартенситного класса, структура которых после закалки с температур выше A_{c3} представлена мартенситом α' или α'' ; 2) сплавы переходного класса, структура которых после закалки с температур выше A_{c3} представлена мартенситом α' (α'') и β -фазой; 3) β -сплавы, структура которых после закалки представлена β -фазой. По способности упрочнения при старении титановые сплавы можно разделить: а) термически неупрочняемые; б) термически упрочняемые. По способу производства различают деформируемые, литейные и порошковые (гранулированные) титановые сплавы. По назначению титановые сплавы разделяют: конструкционные (общего назначения); жаропрочные; криогенные; коррозионно-стойкие; морского назначения; функциональные.

По уровню прочности различают сплавы: малопрочные; сплавы средней прочности; высокопрочные. К малопрочным относят сплавы с временным сопротивлением разрыву менее 650 МПа; к сплавам средней прочности – от 700

до 1000 МПа, к высокопрочным – сплавы с временным сопротивлением разрыву более 1000 МПа (табл.1.2.1).

Таблица 1.2.1

Классификация отечественных титановых сплавов по уровню прочности [10]

Класс сплава	Термическая обработка	k_{β}	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{тп}}$, %	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{тп}}$, %	Марки сплавов
Малопрочные сплавы с $\sigma_{\text{в}} < 650$ МПа	отжиг	0	0,8-4,0	0,4-2,5	BT1-00, BT1-0, AT2, OT4-0, OT4-1, ПТ-1М, ПТ-7М 4200, 4204, 4207
Сплавы средней прочности с $650 < \sigma_{\text{в}} < 800$ МПа	отжиг	0-0,2	6,0-7,8	0-4,0	BT5, BT5-1, BT5-1к, AT3, 3М, ПТ-3В, OT4, OT4-1В, OT4В, BT6, BT6с, BT6кт, BT6ч, BT6к
		1,5-2,5	4-5	17-25	BT35, BT32, BT15
Сплавы средней прочности с $800 < \sigma_{\text{в}} < 1000$ МПа	отжиг				BT4, BT20, AT4, AT6, 5В, BT14, BT16
Высокопрочные сплавы $\sigma_{\text{в}} > 1000$ МПа	отжиг	0,3-1,45	4,0-8,7	4,0-17,2	AT8, BT23, BT22, BT22И, BT22М, BT22ч, BT3-1, BT8, BT8М, BT8-1, BT8-1М BT18, BT18У, BT9, BT25, BT41, BT25У, BT36, BT19
	закалка и старение	0,3-1,45	4,0-8,7	4-17,2	BT6, BT6с, BT6кт, BT6ч, BT6к, BT14, BT3-1, BT9 BT8, BT8М, BT8-1, BT8-1М BT16, BT23, BT30 BT22, BT22И, BT22М, BT22ч, BT35, BT19, BT32, BT15

1.3. Виды деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов.

Требования к структуре и механическим свойствам прутков и поковок при комнатной температуре

Из титана и его сплавов производят практически все виды деформированных полуфабрикатов (табл. 1.3.1). В РФ титановые полуфабрикаты изготавливают более 50 предприятий и организаций, большинство которых входят Межгосударственную ассоциацию «Титан» [54].

Таблица 1.3.1

Деформированные полуфабрикаты из титановых сплавов, изготавливаемые в РФ [2, 3, 8, 9, 14, 38]

Вид полуфабриката	Сплавы
Плиты	BT1-00, BT1-0, OT4-0, OT4-1, BT5-1, BT6, BT14, BT20 Grade 1, Grade 2, Grade 3, Grade 4, Grade 5, Grade 7, Grade 9, Grade 11, Grade 12, Grade 23
Листы	BT1-00, BT1-0, OT4-0, OT4-1, BT5-1, BT6, BT14, BT20, AT3, BT35
Лента	BT1-00, OT4-0
Фольга	BT1-00, BT1-0, OT4-0
Прутки	Все сплавы
Проволока	BT1-00, BT1-0, OT4-0, OT4-1, BT5-1, BT6, BT16, ПТ7М, BT20
Профили	BT5, BT5-1, OT4-1, OT4, BT6, BT20, BT8, BT9, BT14, BT3-1, BT23, BT22
Трубы	BT1-00, BT1-0, OT4-0, OT4-1, OT4, BT6, BT3-1, BT14, BT22, BT23, BT8, AT3
Поковки, штамповки	Все сплавы

В РФ основным производителем слитков и практически всех видов деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов является ВСМПО (г. Верхняя Салда) [35]. Разработанные технологические процессы позволяют получать прутки из технического титана, отечественных и зарубежных титановых сплавов. Катаные прутки производятся диаметром от 7 до 114,3 мм и длиной; диаметром 7-14 мм до 3000 мм; диаметром 15 - 114,3 до 6000 мм [35]. Прутки поставляют обычного и повышенного качества. Прутки обычного качества отличаются от высококачественных прутков более низкими пластическими характеристиками.

ОАО ВСМПО является также производителем штамповок различной конфигурации и назначения (конструкционных, шассийных, лопаток, полусфер) в широком диапазоне геометрических размеров с площадью проекции от 100 до 35000 см². Схемы технологических процессов изготовления прутков и поволоков на ВСМПО приведены на рис. 1.3.1 [35].

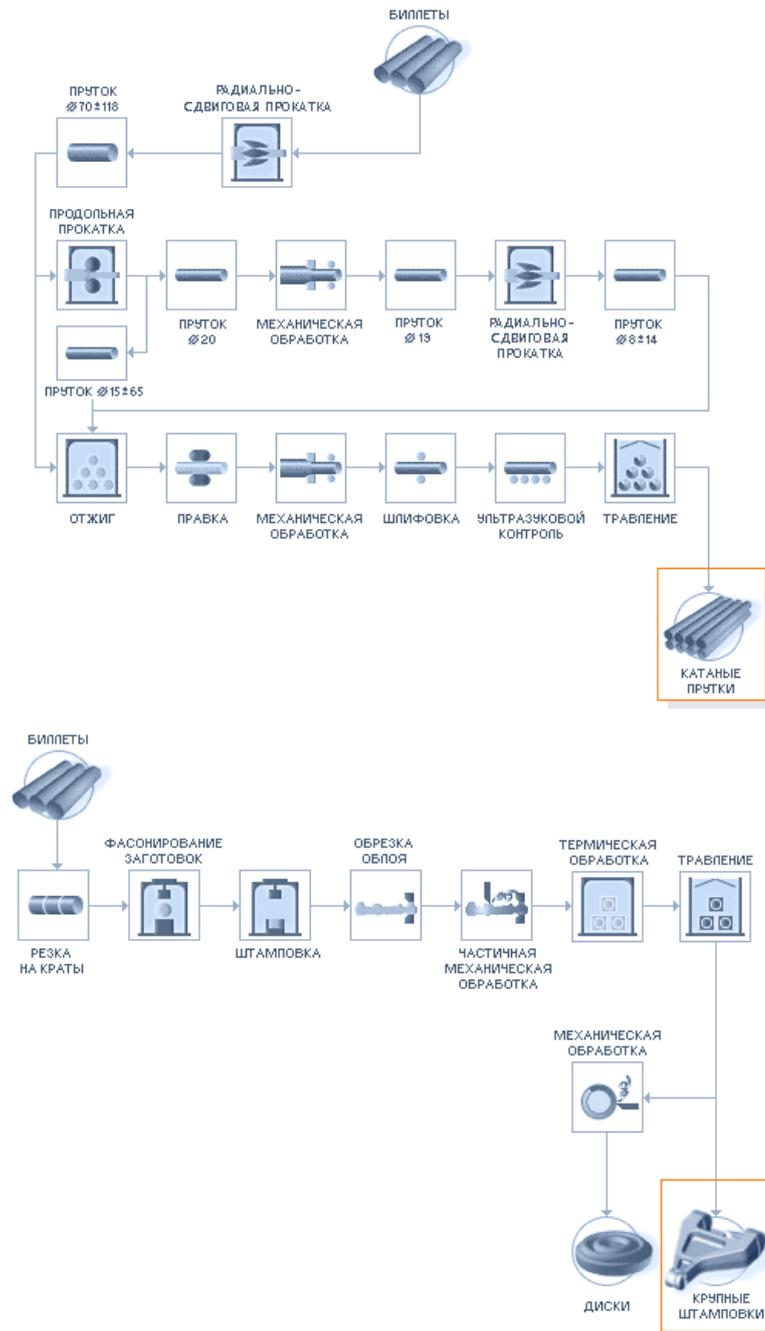


Рис. 1.3.1 Схемы технологических процессов изготовления прутков и штампованных поковок из титановых сплавов [35].

После деформации полуфабрикаты из титановых сплавов подвергают термической обработке, чаще всего отжигу, закалке и старению [2, 6, 8, 9, 20, 21, 37-41]. Наиболее распространенным видом термической обработки титановых сплавов является отжиг. Титановые сплавы обычно поставляют на машиностроительные заводы в состоянии полного или неполного отжига. В

процессе изготовления деталей и конструкций титановые сплавы подвергают отжигу для снятия напряжений (неполному отжигу), полному простому, изотермическому, двойному, рекристаллизационному отжигу и β -отжигу. Полный простой отжиг проводят при температурах, достаточных для полного разупрочнения, с последующим охлаждением на воздухе или по заданному режиму. Простой отжиг $\alpha+\beta$ -сплавов является дорекристаллизационным, так как проводится при температурах ниже начала рекристаллизации. Изотермический отжиг применяют для $\alpha + \beta$ -сплавов. Он состоит из нагрева сплава при сравнительно высоких температурах, достаточных для полигонизации или рекристаллизации, охлаждения до температур, обеспечивающих высокую стабильность β -фазы, выдержки при этой температуре с последующим охлаждением на воздухе. Изотермический отжиг обеспечивает более высокие пластичность, термическую стабильность и длительную прочность, чем простой отжиг. Двойной ступенчатый отжиг отличается от изотермического тем, что после отжига на первой ступени сплав охлаждают до комнатной температуры на воздухе, а затем снова нагревают до температуры второй ступени – она ниже, чем на первой ступени. В отличие от простого и изотермического отжига, приводящих к разупрочнению сплавов, двойной отжиг, наоборот, вызывает повышение прочностных характеристик при некотором снижении пластичности. Отжиг в β -области (β -отжиг) проводят при температурах выше температуры полиморфного превращения с целью получения пластинчатой структуры, что повышает вязкость разрушения и снижает скорость роста усталостных трещин.

Механические свойства отожженных прутков диаметром до 60 мм, поковок и штамповок толщиной до 100 мм должны удовлетворять требованиям, отраженным в табл. 1.3.2 и 1.3.3 соответственно. Образцы для механических испытаний прутков диаметром до 100 мм и поковок толщиной до 100 мм вырезают вдоль волокна, свыше 100 мм – в поперечном или тангенциальном направлении. Механические свойства в этом случае снижаются до 20% по отношению к долевого направлению [45].

Таблица 1.3.2

Механические свойства горячекатанных прутков диаметром 8-62 мм в отожженном состоянии при комнатной температуре в соответствии с ОСТ1 90173-75 с изм. №9 от 03.11.2016

Сплав	σ_b , МПа, не менее	δ , %, не менее	ψ , %, не менее	КСУ, Дж/см ² , не менее
BT1-00	295-440	25	55	120
BT1-0	390-540	20	50	100
OT4-0	490-635	20	40	70
OT4-1	590-735	15	35	45
OT4	685-885	11	30	40
BT3-1	980-1230	10	30	30
BT5	735-930	10	25	50
BT5-1	785-980	10	25	40
BT6	930-1130	10	35	
BT6с	835-980	10	30	40
BT8	980-1230	9	30	30
BT9	1030-1230	9	30	30
BT14	885-1080	10	35	50
BT16	785-980	14	60	50
BT18	930-1130	10	25	40
BT20	930-1130	10	25	40
BT22	1080-1225	10	30	30

Таблица 1.3.3

Механические свойства поковок и штамповок толщиной менее 100 мм при комнатной температуре (отожженное состояние, продольное направление) по ОСТ1 90000-70 и [8, 45]

Сплав	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
				не менее
BT1-00	295-440	25	55	120
BT1-0	390-540	20	50	100
OT4-0	490-640	20	45	70
OT4-1	590-735	15	35	45
OT4	690-880	10	30	35
BT5	735-930	10	25	30
BT5-1	785-980	10	25	40
BT6	900-1080	10	30	30
BT6с	830-980	10	30	40
BT6ч	830-980	10	30	40
BT3-1	980-1175	10	25	30
BT8	980-1225	9	25	30
BT9	1030-1225	9	25	30
BT14	880-1080	10	35	50
BT20	930-1130	10	25	40
BT23	1080-1130	7	25	-
BT22	1080-1225	8	18	30

При необходимости повышения уровня прочности $\alpha+\beta$ - и β -сплавы подвергают закалке и старению [5, 6, 18-21, 37-41]. Для $\alpha+\beta$ -сплавов температуру нагрева под закалку выбирают близкой к критической, при охлаждении с которой фиксируется максимальное количество метастабильной β -фазы, а мартенситное превращение подавляется. Если в сплавах образуется мягкий дисперсионно-упрочняемый мартенсит α'' , а не твердый мартенсит α' , то сплавы закалывают с температур выше критической. Малолегированные $\alpha+\beta$ -сплавы обычно закалывают в воде, а высоколегированные – в масле или на воздухе. Сплавы псевдо β -класса с достаточной стабильной β -фазой сохраняют β -структуру даже после охлаждения в печи.

После закалки сплавы подвергают старению, в процессе которого метастабильные фазы β , α' , α'' распадаются через ряд промежуточных состояний с формированием дисперсной смеси α - и β -фаз. Необходимо отметить, что распад α' -мартенсита дает меньший эффект упрочнения по сравнению с мартенситом α'' . Наибольший эффект упрочнения достигается в сплавах переходного класса с эквивалентом по молибдену 10-16% [21].

Путем закалки и старения можно получить очень высокий уровень временного сопротивления разрыву титановых сплавов (1600-1800 МПа). Однако при этом почти полностью утрачиваются пластические свойства, резко падает трещиностойкость, вязкость разрушения, конструкционная прочность [21, 26, 83]. В табл. 1.3.4 обобщены требования к механическим свойствам изделий и деталей авиакосмической техники из титановых сплавов по данным работы [83]. Использование сплавов с различным уровнем прочности, а также допустимые нормы по пластичности, трещиностойкости, чувствительности к концентраторам и другим служебным характеристикам, определяющим ресурс, решаются путем анализа условий работы аналогичного изделия, имеющего опыт эксплуатации, и оценки различных характеристик сплава.

Таблица 1.3.4

Требования к механическим свойствам изделий и деталей авиакосмической техники из титановых сплавов [83]

Детали и конструкции авиакосмической техники	σ_B , МПа	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}	МЦУ
Силовые конструкции (шасси, механизмы крыла, пилоны и др.) пассажирских и транспортных самолетов	1100-1250	62	$\sigma_{max} \geq 500$ МПа при $K_t=2,6$; $N=10^5$ циклов
Силовые конструкции маневренных самолетов	1150-1300	53,8	$\sigma_{max} \geq 550$ МПа при $K_t=2,6$; $N=10^4$ циклов
Диски и лопатки вентилятора и компрессора низкого давления авиационного двигателя, работающих при температурах до 300-350°C	1150-1250 $\sigma_B^H / \sigma_B \geq 1,4$	57,2	$\sigma_{max} \geq 550$ МПа при $K_t=3,0$; $N=10^5$ циклов
Упругие элементы (торсионы, компенсационные пружины и др.)	1200-1300	-	-
Емкости высокого давления, корпуса твердотопливных двигателей, центрифуги	1300-1350	-	-

В полуфабрикатах встречаются дефекты, различные по своему происхождению: литейные (металлургические), деформационные, термические, дефекты травления [38-40]. К дефектам металлургического происхождения относятся металлические и неметаллические включения, химическая неоднородность, разнотернистость, полосчатость и др. Дефекты технологического (деформационного) происхождения: 1) поверхностные дефекты: трещины, вмятины, окисленный слой, прижоги; 2) внутренние дефекты: поры, трещины, деформационная и структурная неоднородность и т.п.; дефекты формообразования. К типичным дефектам термического происхождения относят: 1) крупнотернистость из-за перегрева металла выше ТПП или из-за слишком больших выдержек при температурах верхней части $\alpha+\beta$ -области, 2) отклонения механических свойств из-за нарушения технологических режимов термической обработки, 3) недопустимое газонасыщение в процессе термической обработки в атмосфере с повышенным содержанием газов, 4) испарение легирующих элементов из поверхностного слоя при слишком высоких температурах, 5)

коробление полуфабрикатов или изделий из-за недопустимо больших скоростей нагрева или охлаждения, б) трещины из-за термических или фазовых напряжений.

Механические свойства полуфабрикатов в значительной степени зависят от микроструктуры. Микроструктура и комплекс их механических свойств определяются в основном технологией горячей обработки давлением. Различают следующие типы микроструктуры (рис. 1.3.2) [21]: а - глобулярная, б - пластинчатая, в - корзиночного плетения, г - бимодальная (смешанная). Глобулярную структуру характеризуют размером (b_1) и объемной долей (γ_α) частиц первичной α -фазы; размером исходных β -зерен (D) и толщиной пластин вторичной α -фазы (b_2). Структуру пластинчатого типа описывают следующими параметрами: размером исходных β -зерен (D); размером α -колоний (d); толщиной пластин первичной и вторичной α -фаз (b_1 и b_2 соответственно), объемной долей первичной α -фазы (γ_α). Структура корзиночного плетения отличается от пластинчатой отсутствием внутризеренной взаимной ориентации α -пластин; они не образуют α -колоний. Параметрами бимодальной структуры являются: размер и объемная доля глобулярных частиц первичной α -фазы (b_1, γ_α), размер исходных β -зерен (D_β) и толщина пластин вторичной α -фазы (b_2). Еще одним элементом структуры при всех ее типах может быть α -оторочка по границам бывших β -зерен.

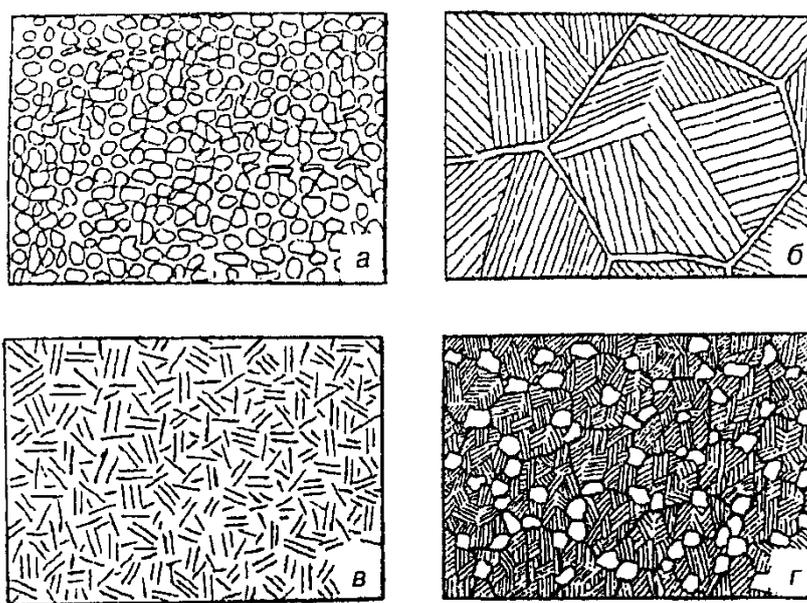


Рис. 1.3.2 Типичные микроструктуры титановых сплавов: а - глобулярная, б - пластинчатая, в - корзиночного плетения, г - бимодальная [21].

Размеры параметров структуры могут изменяться в очень больших пределах. В деформированных полуфабрикатах с пластинчатой структурой величина β -зерен достигает от 100 до 1000 мкм, толщина пластин - от долей микрометра до 5-10 мкм, размеры колоний – от 5 мкм до нескольких сотен микрометров [2, 21]. В глобулярных структурах размеры глобулей могут изменяться в пределах от 2 до 15-20 мкм.

При предъявлении требований к полуфабрикатам по макроструктуре обычно используют 10-балльную шкалу ВИАМ, в основу которой положен принцип увеличения размера макрозерна. Допустимый балл макроструктуры устанавливается техническими условиями к полуфабрикатам из данного сплава применительно к изготавливаемой конструкции. Для оценки микроструктуры применяют различные шкалы типовых структур, разработанных для разных классов титановых сплавов и видам полуфабрикатов из них. Микроструктуру оценивают по следующим шкалам [72]: а) 9-типная— для $\alpha+\beta$ -сплавов; б) 9-типная —для псевдо- α -сплавов типа ОТ4; в) 9-типная — для α -сплавов; г) 8-балльная — для $\alpha+\beta$ -сплавов типа ВТ22; д) 5-типная — для прутков из сплава ВТ16; е) 8-типная — для прутков из сплава ВТ16 в термоупрочненном состоянии. По мере возрастания номера типа структуры уменьшается степень глобуляризации α -фазы, увеличиваются размеры частиц первичной и вторичной α -фазы, а также средний размер β -зерна. С переходом от 1-го к 8-9 баллу микроструктура становится более грубой и приобретает пластинчатое строение. Считается, что оптимальным комплексом свойств $\alpha+\beta$ -сплавов для работы при комнатной температуре обладают полуфабрикаты с глобулярной структурой; при повышенных температурах – с пластинчатой структурой [82]. По данным монографии [2, стр. 86] для дисков, эксплуатируемых при температурах до 500-550°C, предпочтительна глобулярная или переходная структуры, а при более высоких температурах - пластинчатая структура.

Тип структуры для различных сплавов и изделий устанавливают по соглашению сторон. Наиболее предпочтительной, например, для катаных прутков

повышенного качества из сплавов ВТ6 и ВТ6С диаметром до 60 мм является микроструктура 1-7 типа (в соответствии с ГОСТ 26492-85). Для сплава ВТ22 допустимыми считают микроструктуры 1-6 типов для прутков до 40 мм, 1-7 типов – для прутков 40-60 мм. В отечественной промышленности наиболее жесткие требования предъявляются к структуре штамповок дисков, валов, лопаток, вертолетных штамповок, прутков для лопаток и авиационного крепежа [81]. Например, для штамповок дисков из $\alpha+\beta$ -сплавов допустимой считается микроструктура 1а-6а типов, т.е. глобулярная и переходная структуры (ОСТ1 90197-89).

1.4. Механические свойства титановых сплавов при температурах эксплуатации (20-600°C)

К настоящему времени в РФ разработано более 50 марок титановых сплавов, которые используют при различных температурах в зависимости от химического состава и уровня механических свойств. Конструкционные сплавы применяют до температур 300-450°C, в то время как жаропрочные – до 500-600°C, кратковременно до 650°C и 800°C (табл. 1.4.1). Жаропрочные сплавы разрабатывались преимущественно на основе α -фазы с небольшим количеством β -фазы ($\leq 10\%$), поэтому по фазовому составу они относятся к псевдо α - и $\alpha+\beta$ -классам. Основные принципы легирования жаропрочных сплавов сводятся к следующим положениям [18, 19, 21, 71]: 1) сплавы должны содержать максимально возможное содержание α -стабилизаторов (Al) и нейтральных упрочнителей (Sn, Zr), но не превышающее $[Al]_{\text{экс}}^{\text{сmp}} \geq 9\%$; 2) целесообразно дополнительно их легировать тугоплавкими изоморфными β -стабилизаторами (Mo, W) и небольшими количествами эвтектоидных стабилизаторов (Cr, Fe); 3) для дополнительного повышения жаропрочности также применяется микролегирование кремнием и углеродом. Это обусловлено тем, что микролегирование углеродом до 0,1% приводит к повышению температуры полиморфного превращения и образованию сложных карбидов, что повышает жаропрочные свойства сплавов.

Таблица 1.4.1

Условия работы серийных титановых сплавов

№ пп	Сплав	t, °C	Допустимое время работы, ч		Лит-ра
			Отжиг	Зак.+стар.	
1	BT3-1	400	неограниченно	1000	[32]
		450	3000	500	
		400	6000	6000	[75]
		450	2000	100	
2	BT8	450	неограниченно	6000	[32]
		500	6000	500	
		500	6000	100	[75]
3	BT8-1	450-500	20000-30000	-	[76]
4	BT8M-1	400	неограниченно	-	[76]
		450	1000	-	
5	BT9	400	неограниченно	6000	[32, 75]
		450	6000	1000	
		500	500	100	
		550	100	-	
		700	разового действия		[75]
7	BT18	600	500	не упрочняется	[32, 75]
		800	Кратковременно (до 5 мин)		
8	BT18У	600	ограниченный ресурс	не упрочняется	[76]
9	BT25	450	неограниченно	-	[32, 75]
		500	6000	-	
		550	3000	-	
10	BT25У	550	1000	-	[76]
11	OT4	300	30 000	не упрочняется	[32,75, 76]
		350	2000		
12	OT4-0	300	5000	не упрочняется	[75, 76]
		350	кратковременно		
13	OT4-1	300	30 000	не упрочняется	[75, 76]
		350	2000		
14	BT5	400	10 000	не упрочняется	[75, 76]
15	BT5-1	400	10 000	не упрочняется	[76]
		450	15 000		[32]
		450	10 000		
		800	кратковременно (до 5 мин)		[75]
16	BT20	450	6000	не упрочняется	[32, 75]
		500	3000		
		800	кратковременно (до 5 мин)		[75, 76]
17	BT6С	400-450	10 000	-	[75, 76]
18	BT6	350	неограниченно	-	[76]
		400	10 000	3000	[75]
		450	10 000	-	
19	BT14	400	10 000	2000	[75]
20	BT16	160	-	неограниченно	[76]
		200	-	1000	
		300	-	200	
		350	-	длительно	
21	BT23	500	не указано	не указано	[76]
22	BT22	350	10 000	-	[75, 76]
23	BT22И	300	10 000	-	[76]
24	BT35	300	-	длительно	[76]
		350	-	100	
25	BT32	300	-	длительно	[76]
		350	-	100	
26	BT15	150	-	длительно	[75]
		500	-	кратковременно	

Кремний относится к элементам, которые имеют большой параметр размерного несоответствия с титаном. Это приводит к блокировке дислокаций при достаточно высоких температурах, а также препятствует их переползанию и поперечному скольжению. Содержание кремния должно быть ограничено пределом его растворимости в α -фазе.

Химический состав отечественных жаропрочных титановых сплавах в перерасчете на эквиваленты по алюминию и молибдену приведен на рис. 1.4.1.

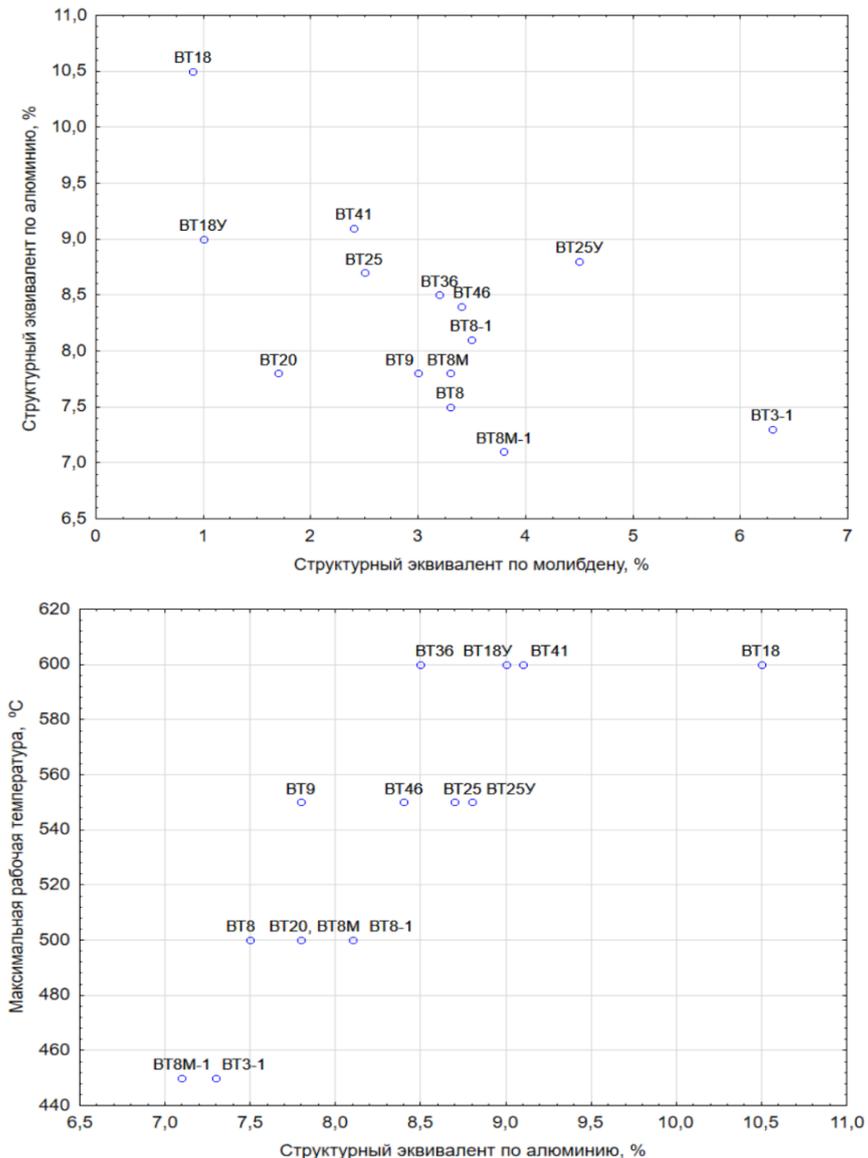


Рис. 1.4.1. Химический состав жаропрочных титановых сплавов в координатах «эквивалент по молибдену – эквивалент по алюминию» и максимальные рабочие температуры в зависимости от эквивалента по алюминию

Для жаропрочных сплавов наблюдается тенденция к снижению структурного эквивалента по алюминию с увеличением их эквивалента по молибдену (1.4.1). Чем больше эквивалент по алюминию и меньше эквивалент по молибдену, тем выше рабочая температура жаропрочных сплавов. Если проанализировать все исследованные сплавы, то наблюдается сильная зависимость максимальной рабочей температуры от эквивалента по алюминию, в то время как роль β -стабилизаторов не столь однозначна.

Возможность работы титановых сплавов при повышенных температурах оценивают по зависимости кратковременных прочностных свойств, длительной прочности и предела ползучести от температуры. Влияние температуры на временное сопротивление разрыву отечественных отожженных сплавов при кратковременных испытаниях иллюстрирует рис. 1.4.2 [8, 21].

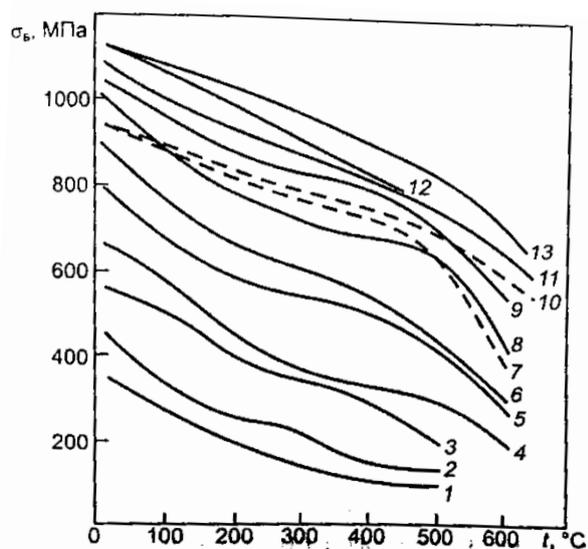


Рис. 1.4.2 Влияние температуры на временное сопротивление разрыву титановых сплавов в отожженном состоянии: 1 - ВТ1-00; 2 - ВТ1-0; 3 - ОТ4-0; 4 - ОТ4-1; 5 - ОТ4; 6 - ВТ5-1; 7 - ВТ6, ВТ14; 8 - ВТ20; 9 - ВТ3-1; 10 - ВТ18-У; 11 - ВТ8; 12 - ВТ22; 13 - ВТ9 [8, 21].

На рис. 1.4.3 приведены температурные зависимости гарантированных значений 100-часовой длительной прочности титановых сплавов для пруткового и листового материала. По повышению жаропрочности в интервале температур 350-400°С титановые сплавы располагаются в ряд: ВТ1-0, ОТ4-0, ОТ4-1, ОТ4,

BT5-1, BT16, BT6, BT14, BT20, BT23, BT22, BT3-1, BT8, BT9 [8]. При 300°C 100-часовая длительная прочность у сплава BT22 выше, чем у сплава BT3-1, а у сплава BT20 выше, чем у сплава BT23, но при более высоких температурах наблюдается обратное соотношение. На рис. 1.4.4 приведено влияние температуры на 100-часовую длительную прочность отечественных жаропрочных титановых сплавов в соответствии с гарантированными значениями этих характеристик, принятыми в настоящее время [8, 21].

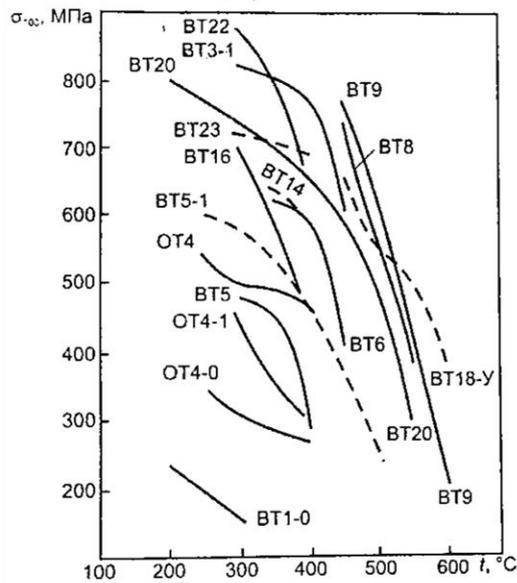


Рис.1.4.3 Влияние температуры на гарантированную 100-часовую длительную прочность отожженных титановых сплавов: сплавы BT1-0, OT4-0, OT4-1, OT4, BT14, BT16 - листы, остальные сплавы – прутки [8, 21].

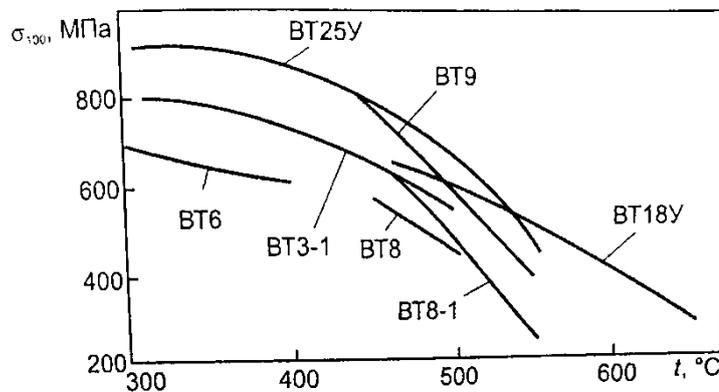


Рис. 1.4.4 Влияние температуры на гарантированную 100-часовую длительную прочность жаропрочных титановых сплавов [8, 21].

По повышению характеристик жаропрочности титановые сплавы располагаются в порядке: ВТ6→ВТ3-1→ВТ8→ВТ8-1→ВТ9→ВТ22→ВТ25У→ВТ18У→ВТ36 (опытный сплав) [8, 21]. Из серийных сплавов наиболее высокую рабочую температуру (до 600°С) обеспечивает сплав ВТ18У. Сплав ВТ25У при 450-550°С имеет лучший комплекс свойств по сравнению с другими сплавами. Для дисков вентилятора и компрессора низкого давления рекомендуются сплавы ВТ6, ВТ8-1, ВТ22 [8]. В ряду ВТ6→ВТ8-1→ВТ22 возрастают прочностные свойства, но снижается трещиностойкость [8]. Поэтому для двигателей гражданской авиации целесообразнее применять наиболее надежный сплав - ВТ6, а также ВТ8-1 (рис. 1.4.5). Для двигателей военной авиации наиболее подходит сплав ВТ22, отличающийся высокой прочностью, но пониженной трещиностойкостью [8]. Для дисков и лопаток компрессора ГТД, работающих в интервале температур 350-450°С, рекомендованы сплавы ВТ8-1 и ВТ8М-1 соответственно. Для дисков и лопаток, работающих при температурах 450-550°С, рекомендован сплав ВТ25У, а в интервале температур 550-600°С - сплав ВТ18У и опытный сплав ВТ41. Требования к пределу прочности (после отжига) титановых сплавов при температурах эксплуатации приведены в табл 1.4.2. -1.4.4.

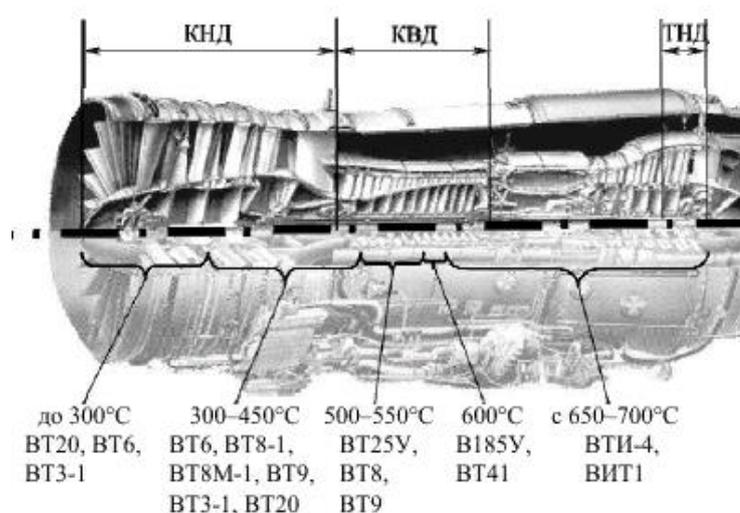


Рис. 1.4.5 Области применения серийных и перспективных титановых сплавов в конструкции ГТД: КНД – компрессор низкого давления, КВД – компрессор высокого давления, ТНД – турбина низкого давления [13].

Таблица 1.4.2

Гарантированное временное сопротивление разрыву горячекатаных прутков из титановых сплавов для изготовления лопаток по ОСТ 1 90006-86

№ пп	Сплав	Диаметр прутка, мм	σ_b , МПа, при температуре испытания, °С						
			20	300	400	450	500	550	600
				Не менее					
1	BT18У	20-35	880-1080	-	-	-	-	-	560
2	BT20	>20	930-1130	-	-	-	610	-	-
3	OT4-1	>20	590-785	-	-	-	-	-	-
4	OT4	>20	685-885	-	-	-	-	-	-
5	BT6	20-40	930-1130	685	-	-	-	-	-
		>40	900-1100	685	-	-	-	-	-
6	BT9	все размеры	1030-1230	-	-	-	685	-	-
7	BT8	<20	980-1230	-	-	735	635	-	-
		>20	980-1180	-	-	735	635	-	-
8	BT8М-1	все размеры	980-1180	-	-	666	-	-	-
9	BT3-1	<20	980-1230	-	685	635	-	-	-
		>20	980-1180	-	685	635	-	-	-

Таблица 1.4.3

Гарантированное временное сопротивление разрыву поковок дисков и валов из титановых сплавов по ОСТ1 90197-89 (после отжига)

№ пп	Сплав	Масса поковки, кг	σ_b , МПа, при температуре испытания, °С						
			20	300	400	450	500	550	600
				Не менее					
1	BT18У	<50	910-1110	-	-	-	-	-	560
		50-100	980-1080	-	-	-	-	-	560
2	BT6	<100	930-1130	685	-	-	-	-	-
		100-200	900-1130	685	-	-	-	-	-
3	BT9	<50	1030-1230	-	-	-	685	-	-
		50-200	1010-1210	-	-	-	685	-	-
4	BT8	<100	960-1160	-	-	685	620	-	-
		100-200	950-1150	-	-	685	620	-	-
		200-500	940-1140	-	-	685	620	-	-
5	BT8-1	<100	980-1180	-	-	686	-	-	-
		100-200	960-1160	-	-	686	-	-	-
		200-500	940-1140	-	-	686	-	-	-
6	BT25У	<100	1080-1280	-	-	-	835	785	-
		100-200	1080-1280	-	-	-	815	765	-
7	BT3-1	<25	960-1160	-	735	635	-	-	-
		25-500	940-1140	-	735	635	-	-	-

Таблица 1.4.4

Гарантированное временное сопротивление разрыву штамповок и поковок*
из титановых сплавов по ОСТ1 90000-70 (после отжига)

№ пп	Сплав	Толщина, мм	σ_b , МПа, при температуре испытания, °С						
			20	300	400	450	500	550	600
1	BT20	<100	930-1130	-	-	-	637	-	-
		>100	880-1130	-	-	-	637	-	-
2	BT9	<100	1030-1230	-	-	-	685	-	-
		101-150	980-1230	-	-	-	685	-	-
		151-250	930-1230	-	-	-	685	-	-
3	BT8	<100	980-1180	-	-	666	540	-	-
		101-150	930-1180	-	-	666	540	-	-
		151-250	930-1180	-	-	666	540	-	-
4	BT3-1	<100	980-1180	-	705	637	-	-	-
		101-250	930-1180	-	705	637	-	-	-

Примечание: * - в продольном направлении при толщине поковки до 100 мм; в поперечном или тангенциальном при толщине поковки более 100 мм.

1.5. Общая характеристика связи механических свойств титановых сплавов с химическим составом и структурой

Установление связей конкретных механических свойств (кратковременные свойства, сопротивление усталости и ползучести, характеристики жаропрочности и т.п.) с химическим составом, типом и параметрами структуры является актуальной и практически важной задачей. На основе обобщения опубликованных данных в монографии [21] дана общая характеристика механических и эксплуатационных свойств титановых сплавов с различным типом микроструктуры и влияние ее параметров на свойства (табл. 1.5.1). Для глобулярной структуры характерно максимальное сопротивление зарождению трещин, а для пластинчатой – максимальное сопротивление их распространению. Максимальную кратковременную прочность, пластичность ударную вязкость и сопротивление многоциклового усталости обычно имеют сплавы с глобулярной структурой; жаропрочность, вязкость разрушения и сопротивление развитию трещин – с пластинчатой.

Основные качественные и количественные закономерности влияния

параметров пластинчатой и глобулярной структуры на механические свойства сплавов ВТ5-1, ВТ3-1, ВТ9, ВТ25У, ОТ4 установлены Бруном М.Я. с соавторами (рис. 1.5.1) [2; 38; 43, т. 3, стр. 17-21].

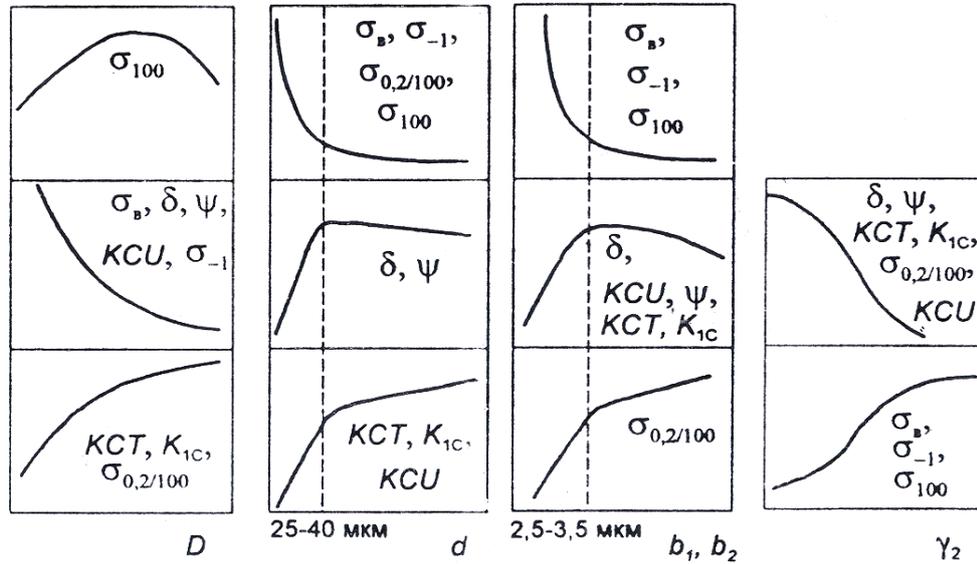
Таблица 1.5.1

Общая характеристика механических свойств ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов с различной микроструктурой [21]

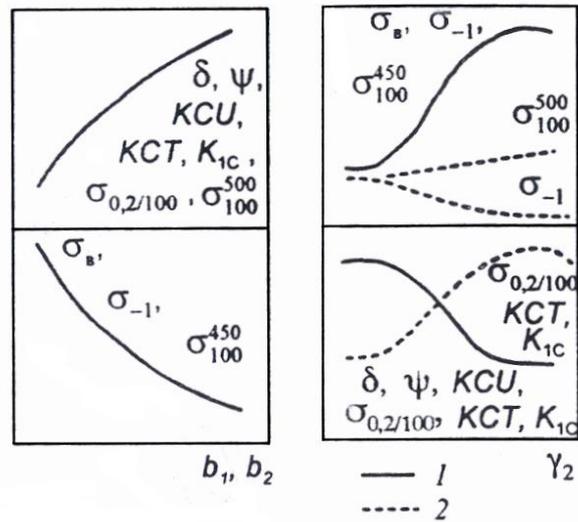
Тип микроструктуры	Повышение свойств	Понижение свойств	Влияние параметров микроструктуры
Глобулярная (равноосная)	Прочность, пластичность, сопротивление зарождению усталостной трещины, предел выносливости, сопротивление малоцикловой усталости	Вязкость разрушения, сопротивление росту усталостных трещин, ударная вязкость	С увеличением размеров зерна возрастают δ , ψ , KCU , KCT , K_{Ic} , $\sigma_{02/100}$, σ_{100}^{500} ; снижаются σ_b , σ_{-1} . С увеличением объемной доли γ_2 тонких пластин вторичной α -фазы ($b_2 < 1$ мкм) возрастают σ_b , σ_{-1} , σ_{100}^{450} ; снижаются δ , ψ , KCU , KCT , K_{Ic} , $\sigma_{02/100}$; при толстых пластинах вторичной α -фазы ($b_2 > 1$ мкм) зависимости обратны
Пластинчатая	Вязкость разрушения, сопротивление росту усталостной трещины, ударная вязкость, сопротивление ползучести, длительная прочность	Пластичность, прочность, сопротивление зарождению усталостной трещины, сопротивление усталости	С увеличением размеров β -зерна (D) возрастают σ_{100} , $\sigma_{02/100}$, KCT , K_{Ic} , снижаются σ_b , δ , ψ , KCU , σ_{-1} . С увеличением размеров α -колоний до определенных пределов ($d \approx 25-40$ мкм) возрастают δ , ψ , KCT , K_{Ic} , KCU ; снижаются σ_b , σ_{-1} , $\sigma_{02/100}$, σ_{100} . С увеличением толщины α -пластин (b_1 , b_2) до определенного значения ($b \approx 2,5-3,5$ мкм) возрастают δ , ψ , KCU , KCT , K_{Ic} , $\sigma_{02/100}$; снижаются σ_b , σ_{-1} , σ_{100} . С увеличением объемной доли вторичной α -фазы (γ_2) возрастают σ_b , σ_{-1} , σ_{100} ; уменьшаются δ , ψ , KCU , KCT , K_{Ic} , $\sigma_{02/100}$
Корзиночного плетения	Длительная прочность, предел ползучести, прочность	Предел выносливости, пластичность	Влияние параметров структуры корзиночного плетения на механические свойства сплавов практически не изучено
Бимодальная	Регулируя параметры бимодальной структуры, в частности долю первичной α -фазы в β -превращенной пластинчатой матрице, можно получить широкий комплекс свойств от уровня, характерного для глобулярной структуры, до уровня, свойственного пластинчатой структуре	-	Оптимальное сочетание различных механических свойств достигается при определенных параметрах пластинчатой структуры

Основные закономерности влияния химического состава на механические свойства титана и его сплавов были обоснованы на стадии создания титановой промышленности силами ведущих НИИ, вузов, предприятий: ВИАМ, ВИЛС,

«Прометей», ВСМПО (г. Верхняя Салда), МАТИ и др. На основе обобщения различных публикаций на рис. 1.5.2 приведено упрочняющее действие легирующих элементов в титане в отожженном состоянии. Из рис. 1.5.2 следует, что самым сильным упрочнителем является азот, а самым слабым – ниобий.



а



б

Рис. 1.5.1. Схема влияния параметров пластинчатой (а) и глобулярной (б) структуры на механические свойства $\alpha+\beta$ -сплавов: D – размер β -зерна, d – размер α -колоний, b_1 и b_2 – размер первичной и вторичной α -фазы, γ_2 – объемная доля тонких пластин вторичной α -фазы; 1 – $b_2 < 1,0$ мкм, 2 – $b_2 \geq 1,0$ мкм [2]

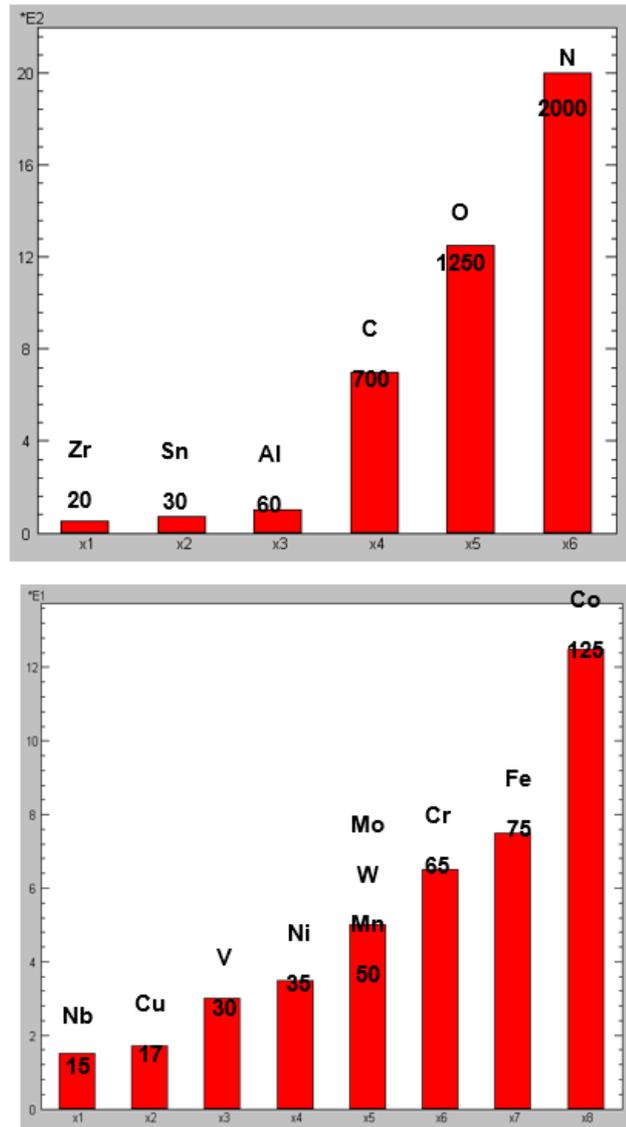


Рис. 1.5.2. Упрочняющее действие разных элементов в титане (МПа / % мас.)

Закономерности изменения свойств в сплавах, легированных несколькими компонентами, довольно сложны. Однако в первом приближении полагают, что прочность титановых сплавов складывается из прочности основы (чистого или технического титана) и эффектов упрочнения от каждой введенной добавки. В частности, в монографии [2, стр. 81] приведены многофакторные количественные зависимости свойств от химического состава сплава ВТЗ-1 с глобулярной структурой:

$$\begin{aligned}\sigma_B &= 580 + 30 \cdot Al + 35 \cdot Mo + 35 \cdot Cr + 70 \cdot Fe + 17 \cdot Si + 83 \cdot O_2, \text{ МПа} \\ \psi &= 114 - 4,2 \cdot Al - 5 \cdot Mo - 5 \cdot Cr - 10 \cdot Fe - 24 \cdot Si - 120 \cdot O_2, \% \\ KCU &= 120 - 4 \cdot Al - 5 \cdot Mo - 5 \cdot Cr - 10 \cdot Fe - 34 \cdot Si - 150 \cdot O_2, \text{ Дж/см}^2, \\ \sigma_{100}^{450} &= 210 + 45 \cdot Al + 15 \cdot Mo + 19 \cdot Cr + 22 \cdot Fe + 18 \cdot Si + 43 \cdot O_2, \text{ МПа}.\end{aligned}$$

Анализ этих зависимостей показывает, что кратковременная и длительная прочность возрастают с увеличением содержания всех элементов, а пластичность и ударная вязкость, наоборот, снижаются.

В работе [8, стр. 110] получены уравнения, связывающие характеристики пластичности технологической пробы сплавов ОТ4-0, ВТ5, ВТ5-1, ВТ6 с их химическим составом и прочностью титановой губки:

$$\begin{aligned}\delta &= 36 - 0,5(\text{НВГ} - 100) - 40 \cdot C_{\text{стр}} - 1,3 \cdot Al - 6Mn + 0,1 \cdot Sn + 0,4V, \\ \psi &= 74 - 0,5 \cdot (\text{НВГ} - 100) - 60 \cdot C_{\text{стр}} - 3,5 \cdot Al - 7Mn + 0,1 \cdot Sn + 2V \\ KCU &= 180 - (\text{НВГ} - 100) - 100 \cdot C_{\text{стр}} - 14 \cdot Al - 35Mn - \cdot Sn + 0,1V.\end{aligned}$$

Для оценки типичного уровня предела прочности мм α -, псевдо α - и $\alpha+\beta$ -сплавов в зависимости от прочностных эквивалентов Колачевым Б.А. с соавторами было предложено соотношение [8, 18, 21]:

$$\sigma_B^{расч} = 235 + 60[Al]_{\text{экв}}^{np} + 50[Mo]_{\text{экв}}^{np}. \quad (1.5.1)$$

где 235 МПа – предел прочности титана высокой чистоты [21, 36]. Соотношение было получено в результате анализа временного сопротивления разрыву отожженных прутков диаметром 8-10 мм из 53 сплавов на основе обобщения литературных данных, опубликованных до 1995 г.

В работах [73; 74] соотношение (1.5.1) было уточнено на основе анализа промышленных данных. Для оценки стандартных механических свойств деформируемых полуфабрикатов из α -, псевдо α -, $\alpha+\beta$ -сплавов (после простого отжига по стандартным режимам) были предложены следующие соотношения (с доверительной вероятностью 0,95):

$$\sigma_B^{расч} = \sigma_0 + (60 \pm 5)[Al]_{\text{экв}}^{np} + (50 \pm 5)[Mo]_{\text{экв}}^{np} \quad (1.5.2)$$

$$\delta^{расч} = \delta_0 - (1,5 \pm 0,5)[Al]_{\text{экв}}^{np} - (0,75 \pm 0,25)[Mo]_{\text{экв}}^{np} \quad (1.5.3)$$

$$\psi^{расч} = \psi_0 - (2,5 \pm 0,5)[Al]_{экв}^{np} + (0,5 \pm 0,2)[Mo]_{экв}^{np} \quad (1.5.4)$$

$$KCU^{расч} = KCU_0 - (0,10 \pm 0,02)[Al]_{экв}^{np} - (0,09 \pm 0,02)[Mo]_{экв}^{np} \quad (1.5.5)$$

Свободные члены σ_0 , δ_0 , ψ_0 , KCU_0 зависят от типа полуфабриката и конкретной технологии его изготовления, и могут быть определены на основе данных статистического контроля. Из соотношений (1.5.2 – 1.5.5) следует, что в интервале $[Al]_{экв}^{np} \approx 1-13\%$, $[Mo]_{экв}^{np} \approx 0-10\%$ повышение концентрации легирующих элементов приводит к росту предела прочности при одновременном снижении характеристик пластичности и ударной вязкости титановых сплавов.

1.6. Контроль качества полуфабрикатов из титановых сплавов

При производстве заготовок и полуфабрикатов из титановых сплавов проводят различные виды промежуточного и выходного контроля. Оценку качества серийных авиационных материалов (полуфабрикатов) и удостоверения стабильного соответствия его характеристик требованиям нормативной документации на поставку проводят на основе Руководства Р СЦМ-04 «Оценка качества авиационных материалов/полуфабрикатов при сертификации их производства» [77]. Обычно схема контроля включает следующие виды контроля [38, 77, 78]: а) химического состава, б) температуры полиморфного превращения, в) формы и геометрических размеров; г) поверхностных дефектов; д) внутренних дефектов; е) механических свойств при комнатной и повышенных температурах, твердости; ж) макро- и микроструктуры; з) наличия и толщины газонасыщенного слоя; д) содержания газовых примесей.

Контроль геометрических размеров проводят измерительным инструментом (линейками, штангенциркулями, микрометрами и др.) или применяют автоматические установки. В практике используют различные шаблоны, специальные приспособления для замера коробления лопаток и других штамповок, плиты для установления величины кривизны изделий, планшетности листов и т. д.

Качество поверхности заготовок и полуфабрикатов контролируют, как правило, визуально. На поверхности изделий не допускаются трещины, плены, окисленный слой, непотравы и другие видимые невооруженным глазом дефекты. Для контроля микротрещин и других невидимых невооруженным глазом дефектов (трещин, пор, несплошностей) на поверхности изделий применяют капиллярные методы дефектоскопии: цветной, люминесцентный и люминесцентноцветной.

Для контроля внутренних дефектов заготовок и полуфабрикатов (трещины, раковины, расслоения и другие дефекты, нарушающие сплошность металла) применяют рентгеновское просвечивание, ультразвуковую дефектоскопию, гамма-дефектоскопию, эхо-метод, теневой метод. Рентгеновскому просвечиванию подвергают наиболее ответственные изделия: лопатки, диски и некоторые другие штамповки.

Механическим испытаниям подвергают все полуфабрикаты из титановых сплавов. Методы испытаний различных полуфабрикатов предусматриваются в стандартах и ТУ на поставку продукции. При механических испытаниях в основном определяют следующие свойства: а) предел прочности при растяжении в условиях комнатной и повышенных температур; б) условный предел текучести; в) относительное удлинение после разрыва; г) относительное сужение после разрыва; д) ударную вязкость; е) твердость по Бринеллю. В отдельных случаях определяют длительную прочность, усталость, твердость по Виккерсу, вязкость разрушения и др. Испытания проводят как по российским ГОСТам, так и зарубежным: по стандартам заказчика, в основном США или национальным стандартам стран Западной Европы (табл. 1.6.1).

Для контроля структуры широко применяется металлографический анализ [72]. Цель исследования макроструктуры — выявление макроскопической неоднородности металла и установление ее природы. Выявляют различные дефекты: раковины, трещины, включения, расслоения, крупнокристаллическую структуру и другие, образовавшиеся в процессе металлургической обработки.

Задача микроскопического исследования — определить величину и форму кристаллитов, выявить фазы и структуры, характерные для некоторых сплавов и видов их обработки, обнаружить микропоры и включения.

Определение температуры полного полиморфного превращения ($\alpha+\beta\rightarrow\beta$) необходимо для установления оптимальных параметров деформации и режимов термообработки титановых сплавов, а также для оценки степени загрязнения металла кислородом и азотом. Температуру полиморфного превращения обычно определяют металлографически: способами пробных закалок и структурно-аналитическим [72].

Таблица 1.6.1

Стандарты на методы механических испытаний [78]

Вид испытаний	Стандарты	
	отечественные	зарубежные
Растяжение при нормальной температуре	ГОСТ 1497—84 ГОСТ 11701-84 (листы)	ASTM E8-05 EN 10002 ASTM E111-82
Растяжение при повышенных температурах	ГОСТ 9651-84	-
Ударная вязкость при нормальной, пониженных и повышенных температурах	ГОСТ 9454-78	-
Твердость по Бриннелю	ГОСТ 9012-59	-
Твердость по Виккерсу	ГОСТ 2999-75	-
Испытания на длительную прочность	ГОСТ 10145-81	-
Испытания на усталость	ГОСТ 25.502-79 МК 192.37-80	ASTM E 466-82
Скорость роста усталостной трещины	ОСТ1 92127	ASTM E 647-00
Сжатие	ГОСТ 25.503-97	ASTM E9-89 ASTM E111-82
Смятие	-	ASTM E 238-84
Сдвиг (срез)	ОСТ1 90148-74	ASTM E 769-94 ASTM E 565-94
Статическая трещиностойкость при плоском напряженном состоянии	ОСТ1 92122-88 ОСТ1 90356-84	ASTM E 561-98

Контроль наличия и толщины газонасыщенного слоя. С большинства изделий он удаляется травлением или механическим путем и в заводских условиях не контролируется. При необходимости толщину этого слоя измеряют с помощью микротвердомеров ПМТ-3 или методом вихревых токов.

Контроль содержания газовых примесей. При нагреве и травлении титановые сплавы обогащаются газами, в основном водородом, а при высоких температурах также кислородом и азотом. Поэтому все готовые полуфабрикаты контролируют на содержание водорода, а при необходимости и других газов (кислорода и азота). **Общий химический анализ** металла обычно проводят при контроле качества слитков.

1.7. Характеристика сплавов типа Ti-6Al-4V

Сплавы типа Ti-6Al-4V оказались наиболее удачными из всех титановых сплавов по сочетанию комплекса свойств, так что на них приходится более 50% выпуска полуфабрикатов из титана и его сплавов [21]. В нашей стране выпускается несколько разновидностей этих сплавов, которые отличаются друг от друга содержанием алюминия, ванадия и примесей: ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч, ВТ6к, ВТ6кт. В США существуют две модификации: Grade 5 (другое обозначение Ti64 или Ti-6Al-4V) и Grade 23 (Ti-6Al-4V ELI, т.е. «extra low impurity»). В Великобритании сплавы имеют маркировку IMI318 и IMI318ELI. Требования к химическому составу отечественных и американских сплавов приведен в табл.

1.7.1

Сплавы классического состава имеют коэффициент β -стабилизации 0,29, структурный эквивалент по алюминию 7,0%, по молибдену – 3,2% [21]. У сплавов повышенной чистоты эти же характеристики соответственно равны 0,26; 6,0%; 2,9% [21]. Типичные значения температуры полиморфного превращения составляют 950-1000°C для сплава ВТ6, 930-990°C для сплава ВТ6С и 940-990°C для сплава ВТ6ч [72]. Сплав ВТ6С предназначен для сварных конструкций и от сплава ВТ6 отличается более узким диапазоном содержания алюминия и ванадия, а также меньшим содержанием кислорода ($\leq 0,15\%$) и железа ($\leq 0,25\%$). Сплавы ВТ6к, ВТ6кт и Grade 23 предназначены для изготовления деталей криогенной техники, работающей вплоть до температур жидкого азота (-196 °C), и поэтому

отличаются от остальных марок меньшим содержанием примесей внедрения (кислорода, углерода, азота). Сплав ВТ6ч близок по составу к Grade 5 и отличается от ВТ6 более узким диапазоном содержания ванадия.

Таблица 1.7.1

Российские и американские стандарты на химический состав различных модификаций сплава Ti-6Al-4V для производства деформированных полуфабрикатов [79]

Марка сплава	Al, %	V, %	Примеси, %, не более								НД
			O	N	C	Fe	Si	H	Zr	прочие	
ВТ6	5,5-7,0	4,2-6,0	0,2	0,05	0,1	0,3	0,15	0,015	-	0,3	ОСТ1 900013-71
	5,3-6,8	3,5-5,3	0,2	0,05	0,1	0,6	0,10	0,015	0,3	0,3	ОСТ1 900013-81 ГОСТ 19807-91
ВТ6С	5,3-6,5	3,5-4,5	0,15	0,04	0,1	0,25	0,15	0,015	0,3	0,3	ОСТ1 900013-81 ГОСТ 19807-91
ВТ6ч	5,5-6,75	3,5-4,5	0,07-0,2	0,05	0,1	0,4	0,07	0,010	-	0,3	ОСТ1 900013-81 ГОСТ 19807-91
ВТ6кт	5,3-6,5	3,5-4,5	0,12	0,04	0,05	0,2	0,05	0,006	-	0,3	[26]
Grade 5	5,5-6,75	3,5-4,5	0,2	0,05	0,1	0,4	0,07	0,010	-	0,4	ASTM В 348-03 прутки, билеты
	5,5-6,5	3,5-4,5	0,13	0,05	0,08	0,25	-	0,012	-	0,4	ASTM В 348-03 хирургические имплантаты
Grade 23	5,5-6,5	3,5-4,5	0,13	0,03	0,08	0,25	-	0,0125	-	0,4	ASTM В 348-03
Ti64	5,5-6,75	3,5-4,5	0,2	0,05	0,1	0,3	-	0,0125	-	0,4	AMS 4920 AMS 4928
	5,6-6,3	3,6-4,4	0,12	0,03	0,05	0,25	-	0,0125	-	0,4	AMS 4905A

С 1980-90-х годов кислород стали считать не вредной примесью, а полезной легирующей добавкой, повышающей прочность сплавов, поэтому для ряда сплавов были регламентированы значения содержаний кислорода, которые в нормативной документации называют целевыми. Для сплава ВТ6 допускается повышенное (целевое) содержание кислорода в пределах 0,1-0,18 % м. по ТИ-57-4-94, для ВТ6ч – 0,07-0,2% м. по ОСТ 1-90013-81, а для сплава Grade 5 - не более 0,2 % м. по ASTM В348-03.

Сплавы типа Ti-6Al-4V обладают хорошим комплексом прочностных, пластических и технологических свойств. Они относятся к сплавам средней прочности. Из них изготавливают практически все виды деформированных полуфабрикатов (листы, прутки, трубы, поковки, штамповки и др.), которые в РФ

поставляются как по отечественным, так и зарубежным стандартам. Важным их преимуществом перед другими $\alpha+\beta$ -сплавами является хорошая свариваемость. Изделия из сплавов типа Ti-6Al-4V используют при температурах от криогенных до повышенных ($\sim 350^\circ\text{C}$) [36, 75, 76].

1.7.1. Влияние термической обработки на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V

Сплавы типа Ti-6Al-4V можно подвергать всем видам термической обработки. Однако основной вид – отжиг различных видов, поскольку он обеспечивает наилучшее сочетание всех служебных характеристик [21, 69, 80].

Отжиг для снятия напряжений отечественных и зарубежных сплавов Ti-6Al-4V проводят при температурах $\sim 600-650^\circ\text{C}$ после сварки, формовки, механической обработки и других операций, вызывающих формирование остаточных напряжений [21]. Температура полного (простого) заводского (дорекристаллизационного) отжига более высокая, но ниже температуры рекристаллизации, и составляет $700-850^\circ\text{C}$ для сплавов Ti-6Al-4V ($t_{\text{рекр}}=850-950^\circ\text{C}$) [6, 21]. Полный отжиг снимает горячий наклеп, возникающий в процессе деформации, стабилизирует структуру и механические свойства. После простого отжига сплавы содержат 10-15% β -фазы и имеют невысокую прочность и хорошую пластичность (табл. 1.7.1-1.7.5).

Верхняя ступень изотермического и двойного отжига смещена к более высоким температурам по сравнению с простым отжигом и соответствует условиям, при которых развивается рекристаллизация. Для сплавов Ti-6Al-4V температура этой ступени отжига лежит на $30\div 50^\circ\text{C}$ ниже $T_{\text{пп}}$ и соответствует $\sim 950-970^\circ\text{C}$ [21]. Низкотемпературная ступень этих видов отжига примерно совпадает с температурным интервалом отжига для уменьшения остаточных напряжений ($500\div 750^\circ\text{C}$) [21].

Изотермический отжиг состоит из нагрева до высокотемпературной ступени, достаточного для снятия наклепа, охлаждения с печью до температур второй ступени, которая обеспечивают высокую стабильность β -фазы, выдержки при этой температуре и охлаждения на воздухе. Изотермический отжиг может обеспечить более высокую пластичность, термическую стабильность и длительную прочность, чем простой (полный) отжиг (табл. 1.7.1) [26].

Таблица 1.7.1

Механические свойства полуфабрикатов из сплава ВТ6ч в состоянии поставки и после термической обработки [26, стр. 198, стр. 219]

Вид термической обработки	Режим отжига	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	K_{Ic} , МПа·мм ^{1/2}
Пруток кованый 25x25мм, [Al]_{экв}=9,0%, [Mo]_{экв}=3,4%							
Состояние поставки	-	1030	990	12	51	-	-
Изотермический отжиг	стандартный	960	940	13,5	42	-	-
Рекристалл.отжиг	950°С, 3ч, ОВ	928	890	13,3	36	-	-
Бета-отжиг	1050°С, 1ч, ОВ	855	849	13,5	24	-	-
Пруток катаный диаметром 18 мм, [Al]_{экв}=9,0%, [Mo]_{экв}=3,4%							
Состояние поставки	-	995	950	15	58,5	-	-
Изотермический отжиг	стандартный	990	940	15	55	-	-
Рекристалл. отжиг	950°С, 3ч, ОВ	930	880	18	53	-	-
Бета-отжиг	1050°С, 1ч, ОВ	925	900	10,5	24	-	-
Плита толщиной 40 мм							
Неполный отжиг	590°С, 3ч, ОВ	-	854	13	37	92	2680
Полный отжиг	730°С, 2ч, ОВ	-	827	12,8	34,4	70	2680
Изотермический отжиг	800°С, 2ч, печь +500°С, 30 мин, ОВ	-	866	13,6	36	107	2820
Рекристалл. отжиг	900°С, 10ч, печь	-	800	19	33	80	3470
Бета-отжиг	1050°С, 30 мин, ОВ+730°С, 2ч, ОВ	-	895	12	31	55	3010
Закалка + старение	940°С, вода + 540°С, 4ч, ОВ	-	963	14,3	38	77	2660
Закалка+ перестаривание	900°С, вода + 670°С, 4ч, ОВ	-	890	15,5	39	72	2690

При двойном отжиге после выдержки при высокотемпературной ступени сплав охлаждают на воздухе. После охлаждения в нем фиксируется метастабильная β -фаза, которая при последующем нагреве до температуры второй ступени распадается, вызывая упрочнение сплава. Считается, что двойной отжиг

может приводить к повышению прочности, вязкости разрушения и сопротивления усталости, но к снижению пластичности в отличие от простого и изотермического отжига [21, 36] (табл. 1.7.2). Однако это не подтверждается данными, приведенными в табл. 1.7.3, 1.7.4, 1.7.5.

Бета-отжиг при температурах выше $T_{пп}$ на 40-50°C предназначен для повышения вязкости разрушения и сопротивления росту трещины. Однако при этом снижаются пластичность и сопротивление усталости (табл. 1.7.1, 1.7.2, 1.7.4).

Таблица 1.7.2

Механические свойства сплава Ti-6Al-4V после отжига

Вид ТО	Режим ТО	σ_b , МПа а	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	K_{Ic} , МПа· м ^{1/2}
[21, стр. 152]						
Заводской отжиг	стандартный	960	893	12	20	43
Рекристаллизационный отжиг	925°C, 4ч, охлаждение с регламентированной скоростью до 480°C, охлаждение на воздухе	1000	931	-	-	-
Двойной бета-отжиг	1035°C, 30 мин, ОВ +730°C, 2ч, ОВ	990	910	11	20	95
Двойной отжиг прутки	940°C, 10 мин, ОВ + 675°C, 4ч, ОВ	931	903	16	-	-
		1014	903	17	47	-

Таблица 1.7.3

Механические свойства полуфабрикатов из сплава IMI318

([Al]_{экв}=8,9%, [Mo]_{экв}=2,9%, $T_{пп}$ =995°C) после термической обработки

[43, т. 1, стр. 351-356]

Вид ТО	Температура нагрева первой ступени отжига или под закалку, °C	σ_b , МПа а	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	K_{Ic} , МПа·мм ^{1/2}
Полный (простой) отжиг, охлаждение на воздухе	750	1020	950	13,5	2130
	850	1010	920	14,0	1860
	950	1020	935	13,5	2300
	1050	1050	940	10,5	2460
Двойной отжиг: первая ступень ОВ + 550°C, 4 ч, воздух	750	1030	985	13,0	1850
	850	1030	960	13,5	1750
	950	1030	965	13,5	2700
	1050	1025	945	2,5	3300
Закалка в воде +старение при 550°C, 4 ч, воздух	750	1030	975	12,0	2220
	850	1010	935	13,0	2460
	950	1120	1060	12,0	1880
	1050	1140	1085	3,5	2160

Таблица 1.7.4

Механические свойства плит из сплава Ti-6Al-4V после термической обработки
[43, т.3, стр.199-208, стр. 177-186]

Вид ТО	Температура нагрева первой ступени отжига или под закалку, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_{-1} , * МПа
Кованные плиты толщиной 57 мм; [Al] _{экв} =7,4%, [Mo] _{экв} =3,0%, T _{пп} =1010°С, продольное направление вырезки образцов						
Неполный отжиг, 4,5ч	625	924	851	17,5	33	506
Двойной отжиг, первая ступень 1 ч, ОВ+700°С, 2 ч, ОВ	900	904	849	13,5	-	444
Закалка в воде +старение при 500°С, 8 ч, ОВ	850	1046	957	16,0	28	490
	900	1091	999	15,5	24	490
	950	1181	1109	12,5	34	592
Плиты толщиной 85 мм; [Al] _{экв} =8,3%, [Mo] _{экв} =3,3%, T _{пп} =995°С, продольное** направление вырезки образцов						
Отжиг, 2ч, ОВ (переходная стр-ра)	700	970	900	13,5	34	-
Двойной отжиг, первая ступень 10 ч, ОВ+700°С, 2 ч, ОВ	955	960	910	11,0	28	-
Закалка в воде (10ч) + перестаривание при 700°С, 2 ч, ОВ	955	1020	960	13,0	30	-
β -отжиг, 1ч + 700°С, 2 ч, ОВ	1010	1070	940	13,0	43	-

Примечание: * - вращение, 100Гц, R=0; ** - в поперечном направлении свойства аналогичны.

Упрочняющая термическая обработка сплавов типа Ti-6Al-4V состоит из закалки с температур $\alpha+\beta$ -области и старения. После закалки с температур выше T_{пп} структура представлена мартенситом α' (рис. 1.7.1), так что эти сплавы по структуре в закаленном состоянии относят к мартенситному типу. Температуру нагрева под закалку (880-950°С) обычно выбирают в интервале температур между критической температурой закалки (~850°С) и T_{пп}. После охлаждения в воду с этих температур фазовый состав представлен первичной α -фазой, метастабильной β -фазой и мартенситом α' и/или α'' (рис. 1.7.1). После закалки в воде с критической температуры фиксируется максимальное количество метастабильной β -фазы ~20-30%. По данным [36, с. 490] мартенсит α' образуется после закалки свыше 900°С, а мартенсит α'' - между ~750-900°С.

Таблица 1.7.5

Механические свойства полуфабрикатов из сплава Ti-6Al-4V
после отжига и упрочняющей термической обработки [43, т.3, стр.187-197]

Вид ТО	Температура нагрева, °С	Кол-во перв. α -фазы, %	Размер перв. α -фазы, мкм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Горячекатаные прутки диаметром 22 мм [Al] _{экв} =8,4%, [Mo] _{экв} =3,5%, T _{пп} ~1000°С, продольное направление вырезки образцов							
Отжиг, выдержка 2ч, воздух	700	80	2	1100	1000	15	40
Двойной отжиг, первая ступень 1 ч, ОВ + 700°С, 2 ч, ОВ	900	80	-	-	-	-	-
	950	60	-	950	850	18	40
Закалка в воде +перестаривание при 700°С, 2 ч, воздух	850	80	5	1000	900	17	45
	900	60	10	1020	900	18	45
	950	30	-	1060	930	17	46
	1000	0	-	1100	1020	5	8
Штамповки толщиной 80 мм [Al] _{экв} =8,0%, [Mo] _{экв} =3,6%, T _{пп} ~1000°С, хордовое направление вырезки образцов							
Отжиг, выдержка 2ч, воздух	700	80	20	940	980	12	30
Закалка в воде + перестаривание при 700°С, 2 ч, воздух	850	80	18	950	900	13	35
	900	60	20	970	930	15	40
	950	30	-	1050	980	15	45
	1000	0	-	1070	995	5	15
Двойной отжиг, первая ступень 1 ч, ОВ + 700°С, 2 ч, ОВ	900	80	-	950	900	12	35
	950	60	-	950	900	12	40

Примечание: после отжига при 700°С, двойного отжига и упрочняющей т.о. при температурах закалки и первой ступени отжига 850-950°С структура – глобулярная, при 1000°С – тонкопластинчатая.

В процессе последующего старения при 450-600°С происходит упрочнение сплава в результате дисперсионного твердения, обусловленного в основном за счет распада метастабильной β -фазы и мартенсита с образованием мелкодисперсной смеси равновесных α - и β -фаз. Распад мартенсита α'' дает большее упрочнение по сравнению с α' . Закалка и старение обеспечивают наиболее высокую прочность, но меньшие значения пластичности по сравнению с отожженным материалом (табл. 1.7.1-1.7.3, 1.7.5).

Для всех промышленных вариантов отечественных и зарубежных сплавов разработаны различные режимы термической обработки, которые отражены в

инструкциях и руководящих материалах (табл. 1.7.6, 1.7.7). Для повышения свойств штамповок из сплава ВТ6 в ПИ [80] приведен режим двойного отжига, который скорее является закалкой с последующим перестариванием при температурах 730-750°C. В американских стандартах этот режим называется обработкой на твердый раствор + перестаривание (табл.1.7.7). Этот режим обеспечивает промежуточную прочность по сравнению со свойствами отожженного и полностью состаренного материала, но повышенную пластичность и трещиностойкость по сравнению со свойствами высокопрочного состояния (табл. 1.7.1,1.7.4,1.7.5).

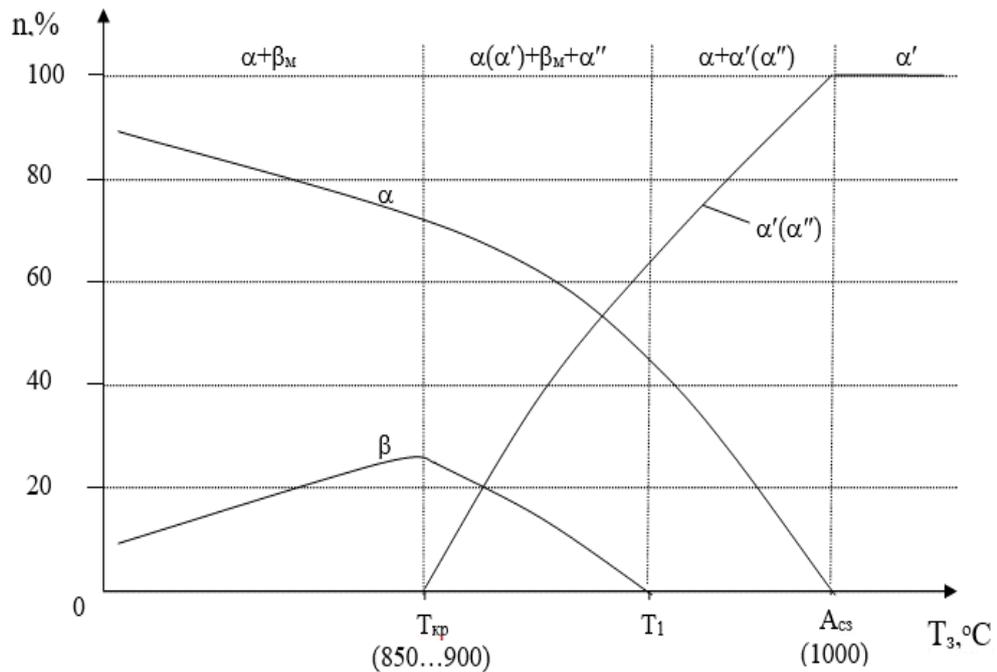


Рис. 1.7.1. Влияние температуры нагрева под закалку на количество фаз сплава - ВТ6 [84]

Таблица 1.7.6

Промышленные режимы термической обработки прутков, поковок, плит [80]

Сплав	Вид ТО	Режим ТО
BT6, BT6C, BT6ч	Неполный отжиг	600-650°C, 0,5-4,0 ч, охлаждение на воздухе
BT6, BT6C, BT6ч	Простой (полный, обычный) отжиг	700-850°C, 0,5-4,0 ч, охлаждение на воздухе или с печью
BT6, BT6C, BT6ч	Изотермический отжиг	850 °С, охлаждение с печью до 750 °С, 30 мин, охлаждение на воздухе
		800 °С, 30 мин, охлаждение с печью до 500°C, далее на воздухе
BT6, BT6C		Тпп-(30±50)°С, 1 ч, охлаждение с печью до 650°C, охлаждение на воздухе (для полуфабрикатов с крупнозернистой структурой с целью повышения пластических свойств)
BT6 (штамповки)	Двойной отжиг	Тпп-(30±50)°С, 1-2ч, охлаждение в воде + 750°C, 2 ч, охлаждение на воздухе
BT6, BT6C		Тпп-(30±50)°С, 1-2ч, охлаждение на воздухе + (730±750)°С, 1÷2 ч, охлаждение на воздухе
BT6	Закалка + старение	850-930 °С, 5-60 мин, охлаждение в воде + 450-600°C, 2-6 ч, охлаждение на воздухе
BT6C, BT6ч	Закалка + старение	870-910 °С, 5-60 мин, охлаждение в воде + 450-550°C, 2-4 ч, охлаждение на воздухе

Таблица 1.7.7

Режимы термической обработки для сплава Ti-6Al-4V [36, с. 607]

Вид ТО	Режим ТО
Отжиг для снятия напряжений (stress relief annealing)	595 °С, 2-4 ч, охлаждение на воздухе
Полный отжиг (full / mill annealing)	735 ± 15 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе
Рекристаллизационный отжиг (recrystallization annealing)	925 °С, ≥4ч, охлаждение в печи до 760 °С со скоростью ≤55 °С /ч, охлаждение до 480 °С со скоростью ≥370/ч, охлаждение на воздухе
Двойной отжиг (duplex annealing)	940 °С, 10 мин, охлаждение на воздухе + 675 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе
Бета-отжиг (beta annealing)	1035 °С, 30 мин, охлаждение на воздухе + 730 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе
Обработка на твёрдый раствор в β-области + старение (beta STA)	1035 °С, 30 мин, закалка в воде + 510-675 °С, 4 ч
Обработка на твёрдый раствор в β-области + перестаривание (beta STA)	1035 °С, 30 мин, закалка в воде + 675-730 °С, 2-4 ч
Обработка на твёрдый раствор (solution heat treatment)	940 °С, 10 мин, закалка в воде
Обработка на твёрдый раствор + старение (solution heat treatment and aging)	940 °С, 10 мин, закалка в воде + 510-540 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе
Обработка на твёрдый раствор + перестаривание (solution heat treatment and overaging)	940 °С, 10 мин, закалка в воде + 675 °С, 4 ч, охлаждение на воздухе

Требования к механическим свойствам отожженных прутков разного диаметра из сплава ВТ6 и поковок ВТ6ч по отечественным стандартам приведены в табл. 1.3.2-1.3.4, 1.7.8, 1.7.9.

Таблица 1.7.8

Механические свойства поковок из сплава ВТ6ч [9]

Полуфабрикат	Условные обозначения*	Механические свойства			
		σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
Поковки масса, 130-3300 кг	ПТ	≥ 835	≥ 6	≥ 18	≥ 40
	Д	≥ 835	≥ 8	≥ 22	≥ 40
	II	860-945	8-14	18-44	47-97

Примечания: * ПТ - свойства в поперечном и тангенциальном направлении, Д - в долевом направлении (технические условия); цифра II - данные входного контроля поковок на АНТК им. А.Н. Туполева.

Таблица 1.7.9

Требования к механическим свойствам отожженных прутков из сплава ВТ6

Стандарт	Направление вырезки образца	Диаметр прутка, мм	σ_B , МПа (кг/мм ²)	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ² (кгс·м/см ²)	НВ, диаметр отпечатка 10/3000, мм
				не менее			
Пруток катаный							
ОСТ1 90173-75	продольное	от 10 до 60	900 - 1050 (92 - 107)	10,0	30,0	0,4 (4,0)	3,3-3,8
Пруток катаный повышенного качества							
ГОСТ 26492-85	продольное	от 10 до 60	900 - 1050 (92 - 107)	10,0	30,0	0,4 (4,0)	-
		свыше 60 до 100	900 - 1050 (92 - 107)	10,0	25,0	0,3 (3,0)	-
		свыше 100 до 150	835-1050 (85-107)	6,0	20,0	0,3 (3,0)	-
Пруток катаный крупногабаритный или ковано-прессованный							
ОСТ1 90266-86 с изменением №6 от 15.06.2002	продольное	65-100	900-1050 (92-107)	10,0	27,0	0,3 (3,0)	3,3-3,8
		от 110	835-1050 (85-107)	8,0	25,0	0,35 (3,5)	3,3-3,8
Пруток кованный							
ОСТ1 90107-73	поперечное	140-250	835-1050 (85-107)	6,0	20,0	0,3 (3,0)	3,3-3,8
	тангенциальное		885-1050 (90-107)	7,0	25,0	0,3 (3,0)	3,3-3,8

1.7.2. Влияние типа структуры на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V

Пластинчатая структура характерна для полуфабрикатов сплавов типа Ti-6Al-4V, деформированных при температурах выше Т_{ПП}, а также отожженных в β -области [2, 20, 21, 38, 39]. Структуры «корзинчатого» типа образуются при деформации вблизи Т_{ПП} или в тех случаях, когда деформация начинается при температурах β -области, а заканчивается в $\alpha+\beta$ -области. Корзинчатая структура отличается от чисто пластинчатой отсутствием α -колоний, так как пластины переплетаются, образуя своеобразный узор без границ β -зерен. Глобулярная структура формируется при деформации в $\alpha+\beta$ -области при температурах существенно ниже Т_{ПП} с последующей рекристаллизацией. Бимодальная (смешанная) структура возникает, когда пластическая деформация проводится при температурах несколько ниже Т_{ПП}. При этой температуре структура представлена крупными зернами первичной α -фазы и β -фазой, составляющей матрицу сплава. При определенных скоростях охлаждения с температуры деформации β -фаза распадается, что приводит к формированию пластинчатой структуры, состоящей из α -пластин и β -прослоек, а первичная глобулярная α -фаза сохраняется. На практике также встречается структура, переходная от пластинчатой к глобулярной, которая отличается от пластинчатой наличием изогнутых пластин и несколько вытянутых глобулей первичной α -фазы.

В табл. 1.7.10 приведены типичные режимы термической обработки и характеристика формирующихся структур и механических свойств сплавов Ti-6Al-4V [2, 8, 36, 38, 39]. Простой отжиг при 600-850°C не изменяет микроструктуру сплава, характер которой определяется режимами деформации и габаритами изделий [39, стр. 300]. При рекристаллизационном отжиге вблизи Т_{ПП} происходит коагуляция α -фазы, ее частицы укрупняются и при длительных выдержках структура имеет глобулярный характер [39, стр. 302]. После β -отжига происходит рекристаллизация первичного β -зерна и формирование пластинчатой

структуры. Размер рекристаллизованных зерен обратно пропорционален степени предшествующей деформации в $\alpha+\beta$ -области [39, стр.302].

Таблица 1.7.10

Характеристика микроструктуры и свойств после типичных режимов термической обработки сплавов типа Ti-6Al-4V [2, 8, 36, 38, 39]

Вид термической обработки	Микроструктура	Механические свойства
Полный отжиг (заводской отжиг)	Микроструктура зависит от исходного её состояния	Малая прочность, хорошая пластичность
Рекристаллизационный отжиг	Рекристаллизованная микроструктура, представленная равноосными α - и β -зернами	Повышенная вязкость разрушения, пониженная скорость роста трещин, высокое сопротивление коррозионному растрескиванию
Двойной отжиг	Первичная α -фаза + пластинчатая β -превращенная структура	Повышенный комплекс свойств
β -отжиг	Видманштеттова (пластинчатая) β -превращенная структура	Высокая вязкость разрушения, малая скорость роста усталостных трещин, низкое сопротивление усталости, повышенные характеристики жаропрочности
Закалка+старение	Первичная α -фаза + продукты распада метастабильных фаз	Высокие прочностные свойства, пониженные пластичность, вязкость разрушения и сопротивление коррозионному растрескиванию

На рис. 1.7.2, 1.7.3 сопоставлены механические свойства прутков, плит, поковок и штамповок из сплавов с глобулярной и пластинчатой структурами по результатам испытаний при комнатной температуре [21, 26]. Сплавы с глобулярной структурой имеют более высокие значения характеристик пластичности по сравнению с пластинчатой структурой, но меньшую вязкость разрушения (рис. 1.7.2, 1.7.3).

Для глобулярной структуры характерно максимальное сопротивление зарождению трещин, а для пластинчатой – максимальное сопротивление их распространению [2, 21, 38]. Поэтому максимальную кратковременную прочность, характеристики пластичности, ударную вязкость и сопротивление многоциклового усталости (т.е. характеристики, которые определяются стадией зарождения трещин) обычно имеют сплавы Ti-6Al-4V с глобулярной структурой; жаропрочность, вязкость разрушения и сопротивление развитию трещин – с

пластинчатой. Предел прочности менее чувствителен к структуре, разница значений для образцов с пластинчатым и глобулярным строением не превышает 10-15 % по данным [2, 38].

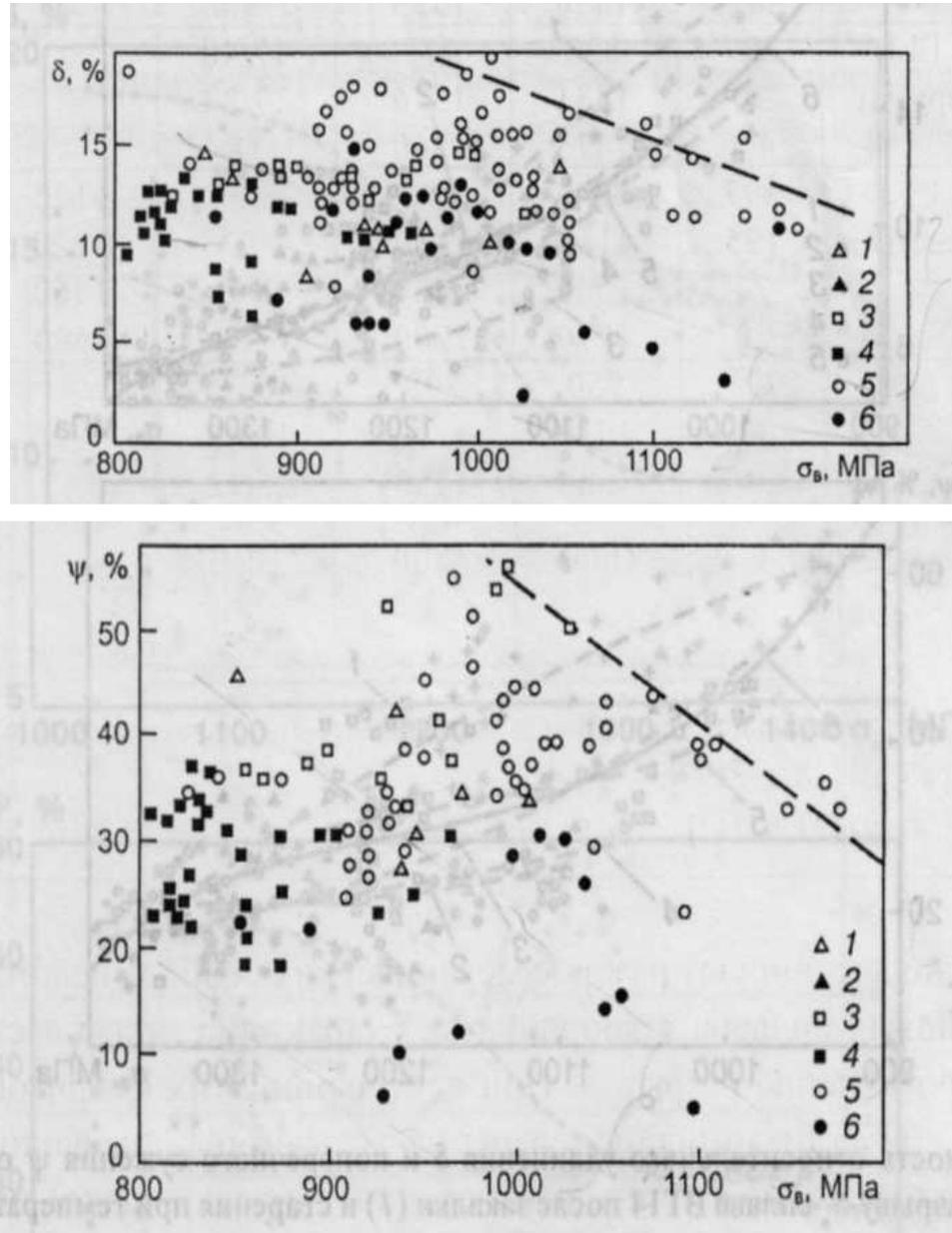


Рис. 1.7.2 Зависимость относительного удлинения и поперечного сужения от предела прочности сплавов ВТ6С (1,2), ВТ6ч (3,4) и ВТ6 (5,6) с глобулярной (1,3,5) и пластинчатой структурой (2,4,6) [21, стр. 259].

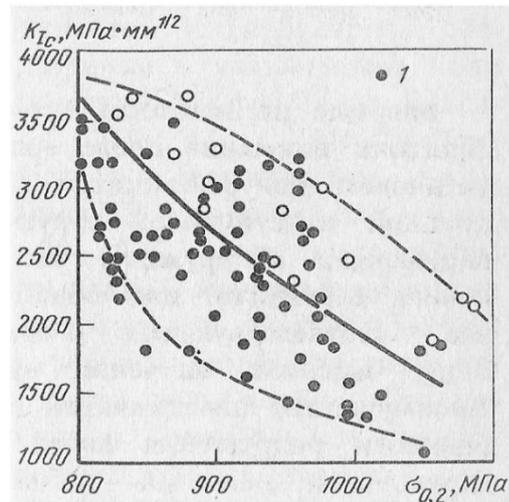


Рис. 1.7.3 Зависимость вязкости разрушения от условного предела текучести сплава ВТ6 с глобулярной (1) и пластинчатой структурами [26, стр. 213].

Из рис. 1.7.2 и 1.7.3 следует, что в некоторых случаях свойства одинаковы для образцов с пластинчатой и глобулярной структурами. Это может быть связано с тем, что при построении графиков не учитывался размер структурных составляющих. Образцы с тонкой пластинчатой структурой могут иметь более высокое временное сопротивление разрыву и характеристики усталости по сравнению с глобулярной (рис. 1.7.4).

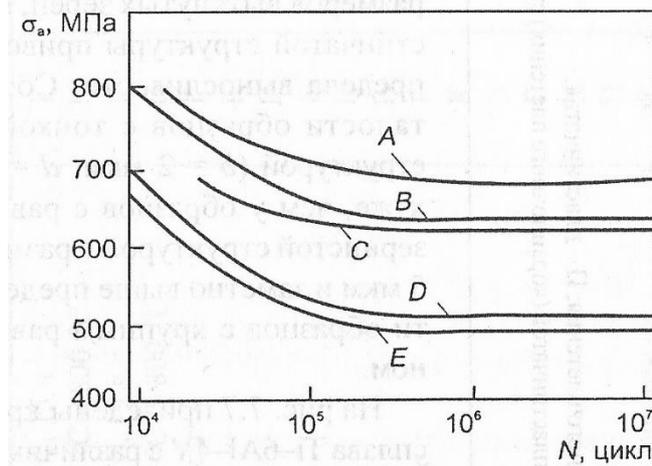


Рис. 1.7.4 Влияние типа структуры на кривые усталости сплава Ti-6Al-4V после закалки с 800°C и старения при 500°C, 24 ч (гладкие образцы, R=-1): А – бимодальная структура, В – тонкая равноосная, С – тонкая пластинчатая, D – грубая равноосная, E – грубая пластинчатая [21, стр. 472].

1.7.3. Влияние режимов термической обработки на размеры параметров структуры

В зависимости от вида и режимов деформации и термической обработки размеры структурных составляющих сплавов типа Ti-6Al-4V могут изменяться в очень широких пределах. Обзор литературных источников показал, что термическая обработка деформированных полуфабрикатов, как правило, сохраняет тот тип структуры, которая сформировалась при деформации, при этом может наблюдаться укрупнение отдельных элементов структуры [38, 39]. На рис. 1.7.5 приведена схема изменения параметров пластинчатой структуры в зависимости от режимов обработки давлением и термической обработки $\alpha+\beta$ -сплавов [38].

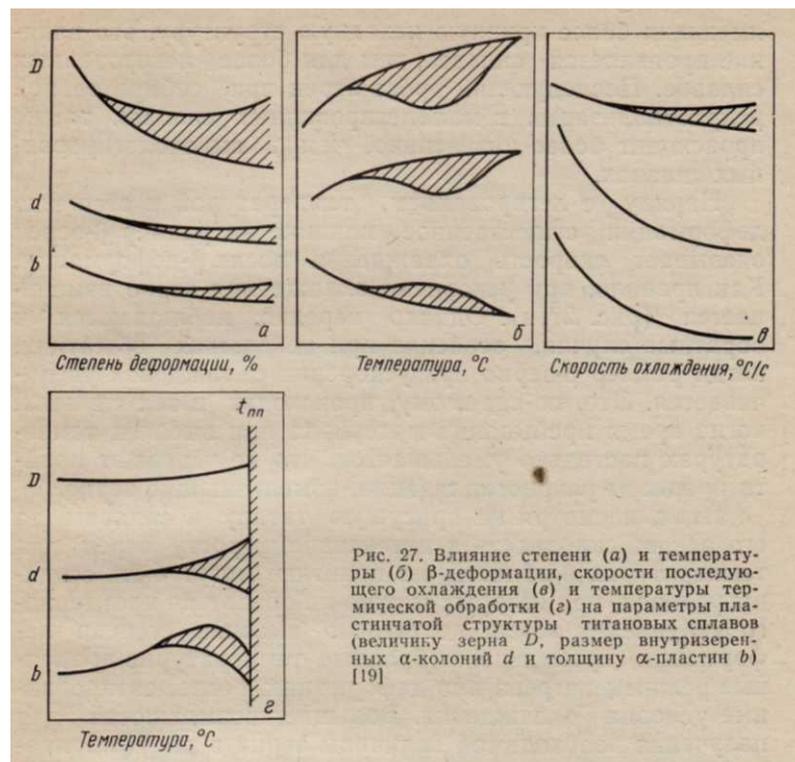


Рис. 1.7.5 Влияние степени (а) и температуры (б) β -деформации, скорости последующего охлаждения (в) и температуры термической обработки (г) на параметры пластинчатой структуры титановых сплавов (величину зерна D , размер внутризеренных α -колоний d и толщину α -пластин b) [38, стр. 63]

На рис. 1.7.6 приведена зависимость величины β -зерна от температуры отжига при 850-1100 $^{\circ}\text{C}$ сплава ВТ6 в течение различного времени [40]. Размер

(диаметр) зерна изменяется от ~ 1 мкм до 400 мкм. Наименьший размер зерна наблюдается при температуре $\sim 900^\circ\text{C}$. При этой температуре структура представлена примерно равными количествами α - и β -фазы (рис. 1.7.7) [91]. Количество α -фазы в $\alpha+\beta$ -области при некоторой температуре нагрева t можно оценить по соотношению [85, стр. 187]:

$$n_\alpha = 0,925(1 - \exp(-0,0085(T_{\text{пт}} - t))). \quad (1.7.1)$$

Расчет по соотношению (1.7.1) показал, что структура 50% α -фазы и 50% β -фазы в сплаве Ti-6Al-4V формируется при $\sim 900-905^\circ\text{C}$. В этом случае нет непрерывного контакта зерен отдельных фаз, а движение межфазной границы α/β затруднено, так как связано с сильными диффузионными потоками из-за разного химического состава фаз (рис. 1.7.7). Понижение температуры отжига ниже $\sim 900^\circ\text{C}$ приводит к переходу к структуре с преобладанием α -фазы и усиливает скорость роста зерна, т.к. он определяется уже миграцией межзеренной, а не межфазной границы. Повышение температуры выше $\sim 900^\circ\text{C}$ приводит к структуре с преобладанием β -фазы, что также усиливает рост зерна. Особенно сильно рост зерна происходит при температурах вблизи $T_{\text{пп}}$ ($\sim 950^\circ\text{C}$). В β -области величина зерна в меньшей степени зависит от температуры (рис. 1.7.6, 1.7.8) [40, 90]. Однако наблюдается увеличение α -оторочки по границе β -зерна как с повышением температуры, так и снижением скорости охлаждения (рис. 1.7.8). При температурах выше $T_{\text{пп}}$ на $20-50^\circ\text{C}$ в некоторых случаях при наблюдается минимум, который пропадает с увеличением длительности отжига. Этот минимум связан с внутрифазным наклепом при превращении $\alpha \rightarrow \beta$ с последующей рекристаллизацией наклепанного материала.

В отличие от данных работ [40, 90] в сплаве Ti-6Al-4V [101] и в сплавах VT5-1, VT3-1, VT9, VT15 [93] наблюдается рост зерна во всем интервале выше $T_{\text{ПП}}$ до 1200°C . В работе [101] исследовали кинетику роста β -зерна в сплаве Ti-6Al-4V после выдержек от 5 до 120 мин при температурах $1050-1200^\circ\text{C}$. Размер зерна изменялся от 200 до 3500 мкм в зависимости от режимов отжига.

Для прутков промышленного производства из сплава ВТ9, близком по эквивалентам к сплаву ВТ6, после выдержки в течение 1 часа в интервале от 800 до Тпп (1000°С) размер зерна составил около 0,1-0,2 мм (100-200 мкм), поперечное сужение при комнатной температуре 35-40% [93]. При повышении температуры нагрева от 1000 до 1200°С наблюдается рост зерна с 0,5 до 1,3 мм (500-1300 мкм).

Считается, что примеси внедрения (кислород, углерод, азот) замедляют рост зерна. Так, в частности, полуфабрикаты титана, полученные в первые годы его применения, имеют меньшее зерно, чем современные полуфабрикаты [92].

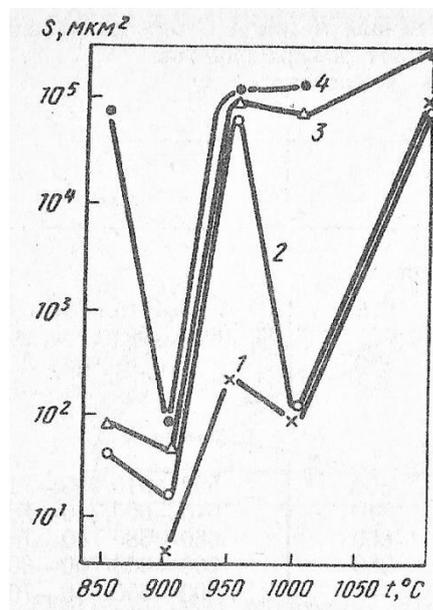


Рис. 1.7.6 Зависимость величины β -зерна от температуры отжига сплава ВТ6 в течение различного времени, ч: 0,5 (1), 1,0 (2), 5,0 (3), 10 (4) [40, стр. 158].

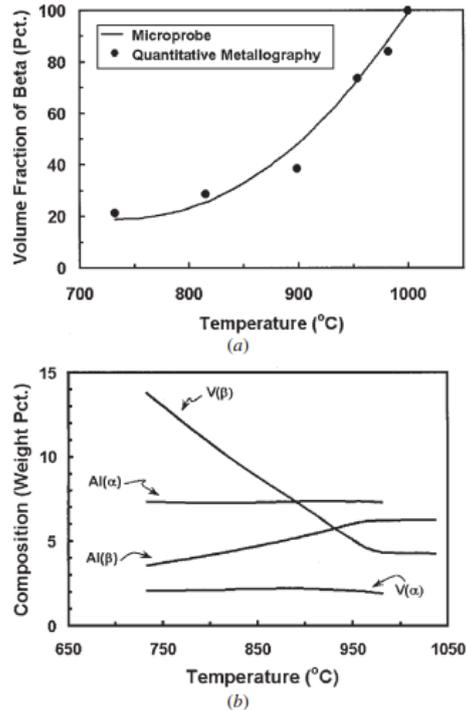


Рис. 1.7.7 Количество β -фазы и содержание алюминия и ванадия в фазах при различных температурах нагрева сплава Ti-6Al-4V с [Al]_{экв}=8,6%, [Mo]_{экв}=3,4%, $T_{пп}$ =1000°C [91].

Опубликованных систематических исследований по влиянию термической обработки в $\alpha+\beta$ -области на параметры структуры сплавов Ti-6Al-4V обнаружить не удалось.

На рис. 1.7.9, 1.7.10 приведено влияние температуры отжига, времени выдержки и скорости охлаждения на параметры пластинчатой структуры сплава ВТЗ-1 [39]. С повышением температуры с 870 до 960°C размер β -зерна D монотонно возрастает с 400 до 600 мкм, величина α -колоний d с 7 до 30 мкм и толщина α -пластины b с 0,5 до 4,0 мкм [39].

Увеличение скорости охлаждения с температуры нагрева при отжиге или закалке приводит уменьшению размера параметров структуры сплава Ti-6Al-4V [15, стр.428-432; 114, стр. 1163-1170]. После нагрева в β -области $D=1000$ мкм при скорости охлаждения 1,0 °C/мин, $D=100$ мкм при скорости охлаждения 1200 °C/мин [114, стр. 1163-1170].

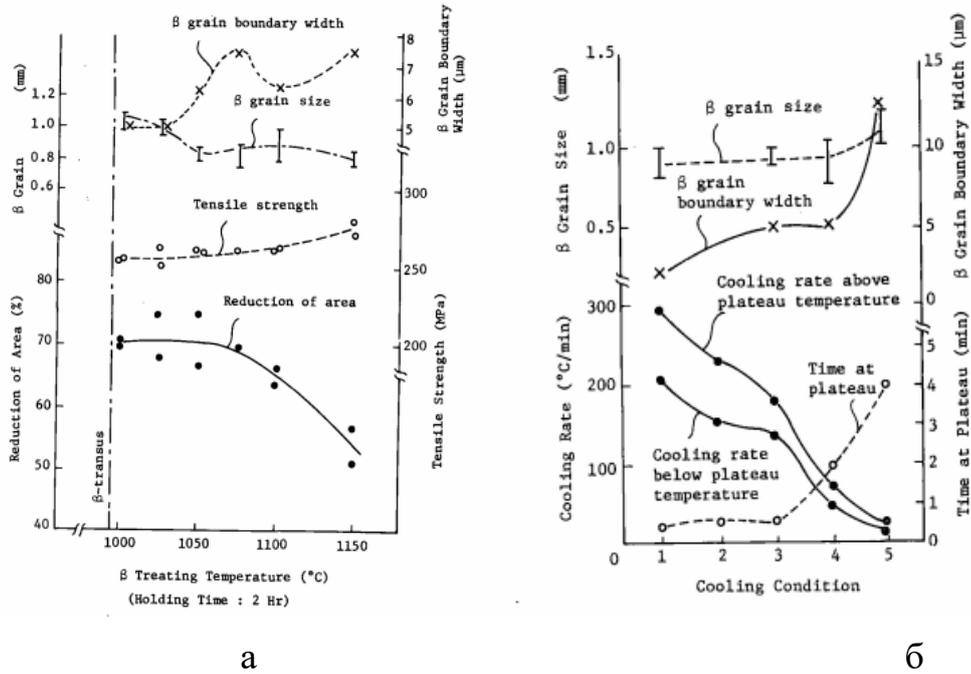


Рис. 1.7.8 Влияние температуры обработки на твердый раствор (а) и режима охлаждения с 1050°C (б) на размер β -зерна, толщину оторочки по границе зерна, предел прочности и поперечное сужение прутков сплава Ti-6Al-4V ($T_{\text{пп}}=995^{\circ}\text{C}$) [90].

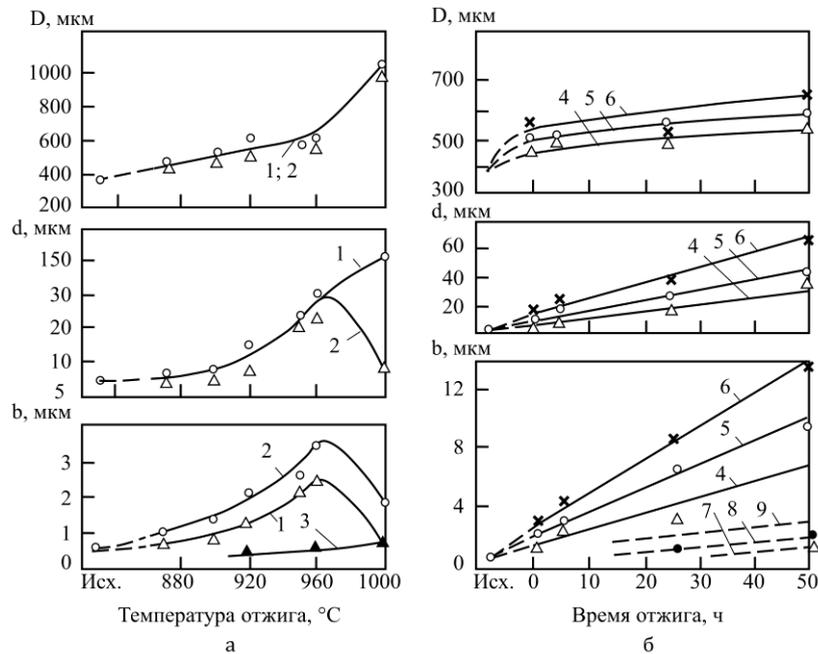
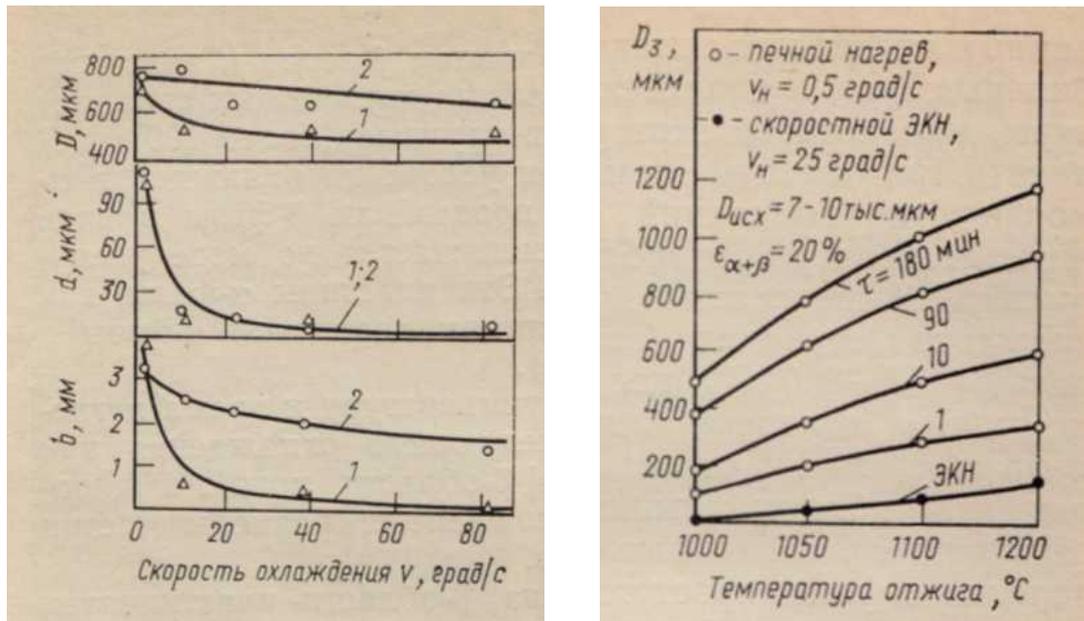


Рис. 1.7.9 Влияние температуры отжига (а) и времени выдержки (б) на параметры пластинчатой структуры сплава ВТЗ-1 (размер β -зерна D , величину α -колоний d , толщину α -пластины b): 1 – охлаждение на воздухе, 2 – охлаждение с печью, 3 – охлаждение на воздухе, вторичная α -фаза; температура отжига, $^{\circ}\text{C}$: 4, 7 – 870; 5, 8 – 920; 6, 9 – 950; 7, 8, 9 – вторичная α -фаза [39].



а

б

Рис. 1.7.10. Влияние скорости охлаждения (а) и температуры отжига (б) сплава ВТ3-1 на параметры пластинчатой структуры: 1, а - после нагрева до 1000°С, 2, а - после нагрева до 920°С, 1 ч; б - цифры на кривых - длительность выдержки, мин [39, стр. 232, стр. 241]

1.7.4. Влияние параметров структуры разного типа на механические свойства сплавов Ti-6Al-4V

Для сплава ВТ6 не были проведены обстоятельные исследования по влиянию параметров структуры на различные механические свойства, как для сплавов ВТ3-1, ВТ5-1, ВТ9 и др., обобщенные Бруном М.Я. с соавторами в монографиях [2, 38, 39]. Однако обзор работ, приведенных ниже для сплавов типа Ti-6Al-4V, в основном соответствует установленным закономерностям, представленным на рис. 1.5.1.

Для глобулярной структуры во многих отечественных и зарубежных работах подтверждается повышение прочностных и снижение пластических свойств сплавов Ti-6Al-4V с измельчением α-зерна (α-глобулей), особенно до субмикроскопических и нанометрических размеров,. Структуру от ультрамелкой до крупнозернистой можно сформировать разными способами. Ультрамелкие структуры получают методом равноканального прессования, сильной

пластической деформацией при невысоких температурах, интенсивной пластической деформацией кручением при высоком давлении [15, стр. 466; 11, стр. 349; 105-107]. В этом случае могут сформироваться зерна нанометрического размера (80 нм) [15, с. 466] и ультрамелкого размера (~0,1 мкм) [11, с. 596] с пределом прочности 1360 и 1750 МПа. Последующий отжиг сплава с ультрамелким зерном при 700-800°C снимает упрочнение и возвращает свойства к обычным значениям [11, с. 596]. Крупнозернистые структуры формируются в процессе обработки в β -области.

В табл. 1.7.11-1.7.16 и на рис. 1.7.11-1.7.16 обобщены результаты различных исследований по влиянию параметров разных типов структуры на механические свойства сплавов Ti-6Al-4V. Разнообразие параметров структуры разного типа в сплаве Ti-6Al-4V было обеспечено использованием различных режимов деформации и термической обработки.

Таблица 1.7.11

Механические свойства сплава ВТ6 с разной структурой
[Al]_{экв}=8,4%, [Mo]_{экв}=3,9%, T_{пп}=980°C [106]

Вид деформации	ТО, структура	Размер α -фазы, мкм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	KCT, МДж/м ²
Всесторонняя изотермическая ковка	Без ТО Субмикро кристаллическая	0,5	1302	1178	7,4	60,1	0,37	0,08
Всесторонняя ковка при 750°C	Отжиг при 720°C, 3 ч, бимодальная	0,8/5,0*	1112	1089	19,4	55,3	0,38	0,15
Горячая прокатка при 880°C	Отжиг при 840°C, 2 ч глобулярная	5,0	1064	950	18,9	42,9	0,45	0,24

Примечание: * в числителе - размер вторичной α -фазы, в знаменателе - первичной α -фазы.

Из рис. 1.7.11 следует, что предел прочности не зависит от параметров пластинчатой структуры в отличие от схем (рис. 1.5.1). Для поперечного сужения обнаружен максимум при размере колоний ~40 мкм, толщине пластин ~3 мкм. По данным рис. 1.7.12, 1.7.14, 1.7.15 прочностные свойства слабо снижаются с увеличением толщины пластин [87, 95, 96].

Таблица 1.7.12

Механические свойства при растяжении сплава Ti-6,4Al-4,0V-0,2O
с разной структурой [94, стр. 2001]

Тип структуры	Режим первой ступени обработки*	Размеры α -фазы, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_f^{**} МПа
Глобулярная	Отжиг 800°C, 1-96 ч	2	1150	1545
		10-12	1073	1410
Бимодальная	Отжиг 960-980°C, 1 ч	6**	1005	1455
Пластинчатая	Закалка 1050°C, ОВ + 800°C, 1 ч	2	1034	1310
	Охлаждение с 1050 до 800°C со скоростью 1°C/мин	12	956	1108

Примечание: * - режим второй ступени: закалка 800°C, вода + 500°C, 24 ч; ** - размер первичной α -фазы; ** - напряжение в момент разрыва образца.

Таблица 1.7.13

Механические свойства прутков диаметром 22 мм из сплава ВТ6
после отжига (2-8 ч); [Al]экв=7,7%, [Mo]экв=2,7% [99]

Температура отжига, °C	Тип структуры	Размер α -фазы, мкм	Толщина прожилков β -фазы, мкм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	K_{Ic} , МПа·мм ^{1/2}
880	глобулярная	8,03	2,08	848	776	20,7	32,7	2300
		5,4	3,60	935	907	17,3	25,9	2570
1050	пластинчатая	8,75	1,38	822	795	10,8	26,5	3600
		4,5	1,04	814	775	10,9	23,6	3200
		3,75	0,92	803	784	9,2	23,3	2800

В работе [96] обнаружен максимум удлинения при толщине пластин ~3 мкм, но с увеличением размера β -зерна и α -колоний относительное удлинение монотонно снижается без максимума. В работе [98] для сплава с бимодальной (смешанной) структурой максимум удлинения наблюдается при толщине пластин вторичной α -фазы ~10-12 мкм.

Таблица 1.7.14

Механические свойства полуфабрикатов после термической обработки

Режим ТО	Тип структуры	Размер α -фазы, мкм	Размер колоний α -фазы, мкм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	σ_{-1} , МПа
Плиты из сплава ВТ6ч [102]									
850°C, 1 ч, ОВ*	глобулярная	3,0-3,5	-	1020	980	16	54	0,78	-
950°C, 5 ч, ОП	пластинчатая	10	200	880	820	13	30	0,7	-
850°C, 1 ч, ОВ*	пластинчатая	2,5-3	-	1020	980	16	54	0,78	-
Плиты толщиной 70 мм из сплава Ti-6Al-4V [104]									
735°C, 2 ч, ОВ*	Глобулярная	10	-	979	953	18	-	-	300**
1050°C, 1 ч, ОВ*	Пластинчатая	5	-	950	867	4,2	-	-	150**
Сплав Ti-6Al-4V [114, стр. 1411-1418]									
Закалка + старение	Пластинчатая	2,4	-	1115	969,6				565***
		3,0	-	1068	927,6				580***
		5,5	-	1056	915,5				570***
		7,6	-	1038	908,0				560***
Прутки диаметром 22 мм из сплава Ti-6Al-4V [43, стр. 187]									
Отжиг 700°C, 2 ч, ОВ	Глобулярная	2,0	-	1100	1000	15	40		
Закалка 850°C + старение 700°C, 2 ч, ОВ		5,0	-	1000	900	16	45		
Закалка 900°C + старение 700°C, 2 ч, ОВ		10,0	-	1010	900	16	45		

Примечания: * - ОВ – охлаждение на воздухе; ** - $N=10^7$ циклов, $R=0,1$; *** - изгиб с вращением, $N=2 \cdot 10^7$ циклов.

Таблица 1.7.15

Влияние содержания алюминия, кислорода и параметров пластинчатой структуры на предел прочности сплава Ti-6Al-4V (отжиг в β -области)

[109, стр. 28]

Содержание кислорода, %	Содержание алюминия, %	[Al]экв, %	Размер β -зерна, мкм	Размер колоний α -фазы, мкм	Размер α -пластин, мкм	σ_b , МПа
0,06	6,0	6,6	214	17	2	818
0,11	6,1	7,2	618	28	3	869
0,18	6,6	8,4	844	38	2	906
0,20	6,7	8,7	211	24	3	958

Таблица 1.7.16

Механические свойства сплава Ti-6Al-4V

Режим ТО	Тип структуры	Размер β -зерна, мкм	Размер α -колоний, мкм	Размер* α -фазы, мкм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	σ_{-1} , МПа
Плиты толщиной 20 мм [Al] _{экв} =8,5%, [Mo] _{экв} =3,5%, T _{пп} =990-1005°C [103]									
925°C, 1 ч, ОП+700, 2ч	Бимодальная	-	-	20	978	930	45	64	
1005°C, 10-30 мин, охл. Не + 700°C, 2ч, печь	Пластинчатая	1000	500	1-2	1055	975	10	100	
[15, стр. 441-449]									
Медленный нагрев до β -области +закалка с 800°C, вода + старение 500°C, 24 ч	Пластинчатая	500-600	-	-	1125	1080	-	-	700**
Быстрый нагрев до β -области +закалка, вода с 800°C + старение 500°C, 24 ч		50-100	-	-	1140	1105	-	-	760**

Примечание: * - размер глобул первичной фазы для бимодальной структуры, толщина пластин для пластинчатой; ** - изгиб с вращением электрополированных образцов, N=10⁷циклов.

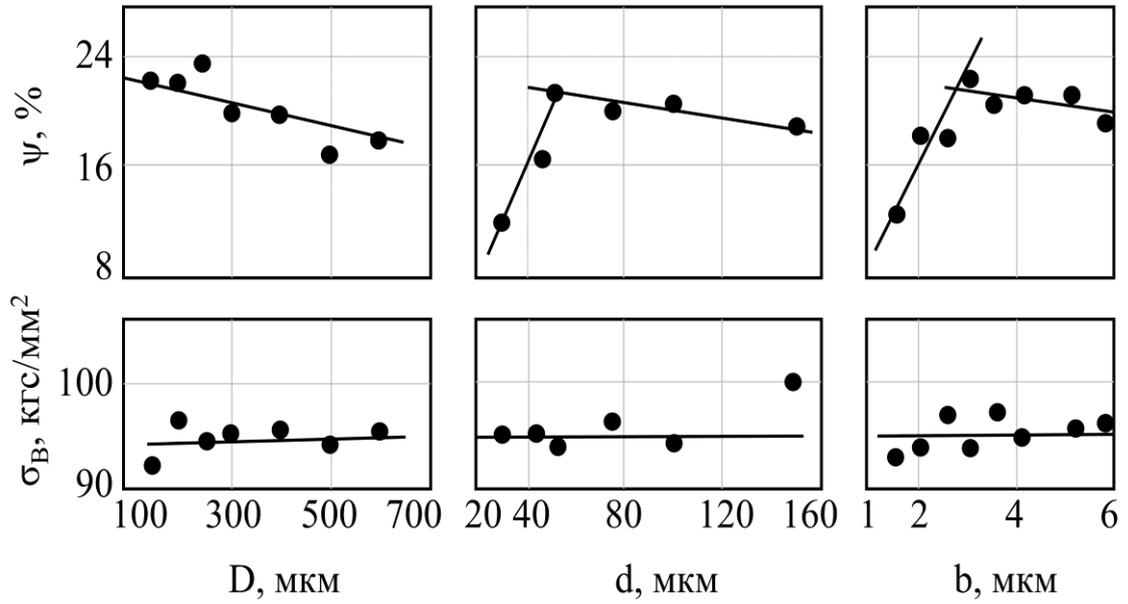
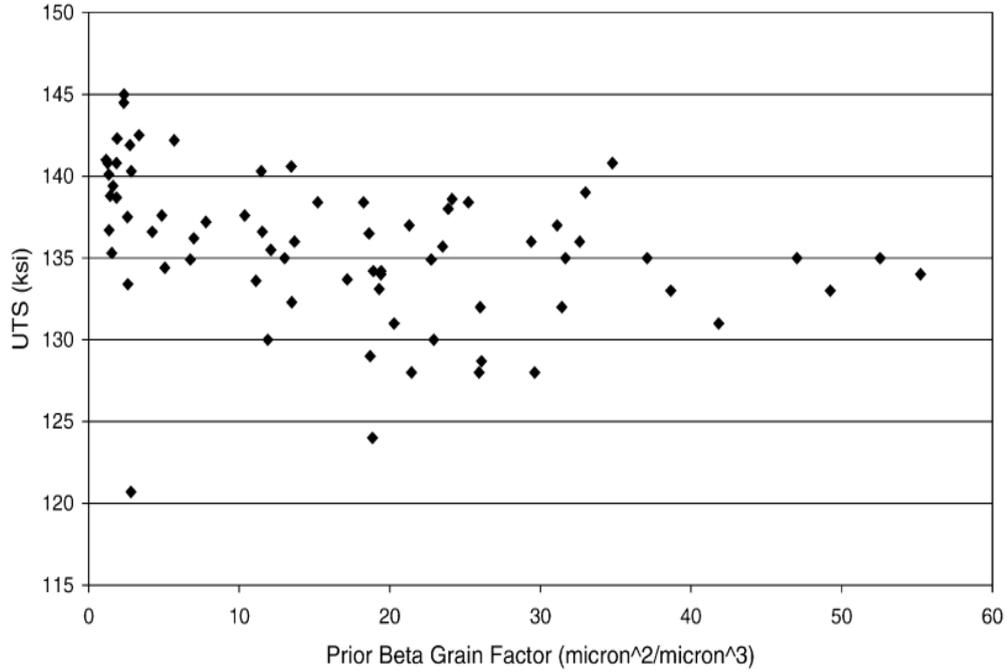
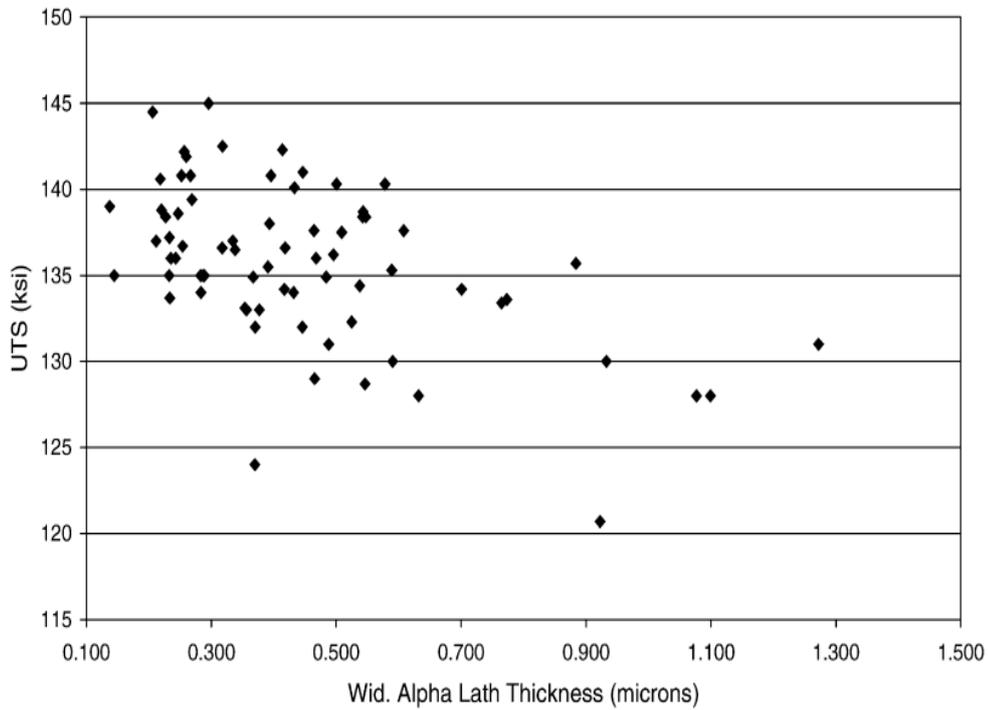


Рис. 1.7.11 – Влияние размера β -зерна (D), α -колоний (d), толщины α -пластин (b) на механические свойства прутков из сплава ВТ6 с пластинчатой структурой [86]. Отжиг по стандартным режимам.



а



б

Рис. 1.7.12. Зависимость предела прочности (UTS) прутков сплава Ti-6Al-4V от размера первичного β -зерна (отношение площади зерна к единице объема, $\text{мкм}^2/\text{мкм}^3$) и толщины α -пластин (мкм). Разные размеры структурных составляющих пластинчатой структуры были получены термической обработкой: ОТП 1050°C , $1 \div 5$ ч, охлаждение с разными скоростями $1,67 \div 2,78$ $^\circ\text{C}/\text{сек}$ + $670 \div 970^\circ\text{C}$, 300 сек, охлаждение с разными скоростями $1,67 \div 2,78$ $^\circ\text{C}/\text{сек}$; химический состав в статье не указан, 72 образца [87].

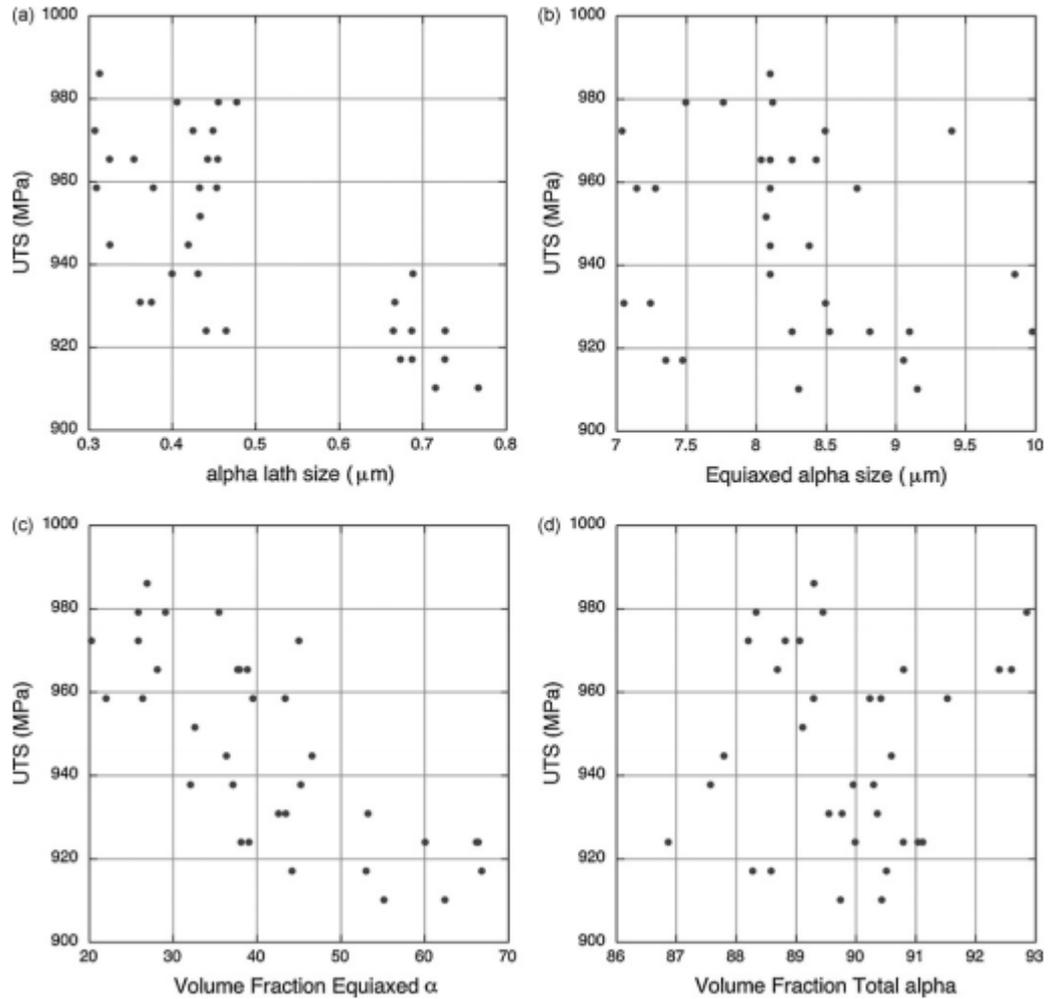


Рис. 1.7.13. Зависимость предела прочности (UTS) сплава Ti-6Al-4V от параметров смешанной (бимодальной) структуры: толщины α -пластин и первичных α -глобулей (мкм), количества первичной α -фазы и общего количества α -фазы (%). Разные размеры структурных составляющих были получены обработкой: температураковки 268°C , степень деформации 40-80%, ОТР $968-985^{\circ}\text{C}$, охлаждение с разными скоростями $0,37\div 3,7^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ + старение $593\div 704^{\circ}\text{C}$, 2-8 ч; $[\text{Al}]_{\text{экв}}=8,9\%$, $[\text{Mo}]_{\text{экв}}=3,3\%$, 34 образца [88].

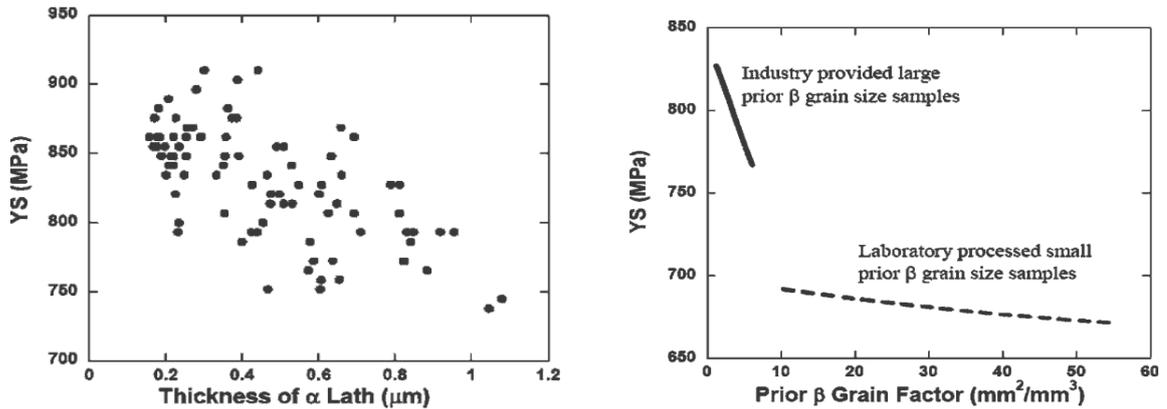


Рис. 1.7.14. Зависимость условного предела текучести сплава Ti-6Al-4V от параметров пластинчатой структуры: толщины α -пластин (86 образцов) и от размера первичного β -зерна (отношение площади зерна к единице объема, $\text{мкм}^2/\text{мкм}^3$) для лабораторного (72 образца) и промышленного (86 образцов) массивов. Разные размеры структурных составляющих были получены обработкой: ОТР 1050°C , охлаждение со скоростями 2,78 и $16,7^\circ\text{C}/\text{сек}$ до 300°C + старение $670\div 970^\circ\text{C}$, 300 сек, охлаждение со скоростями 0,278; 2,78 и $16,7^\circ\text{C}/\text{сек}$ [95].

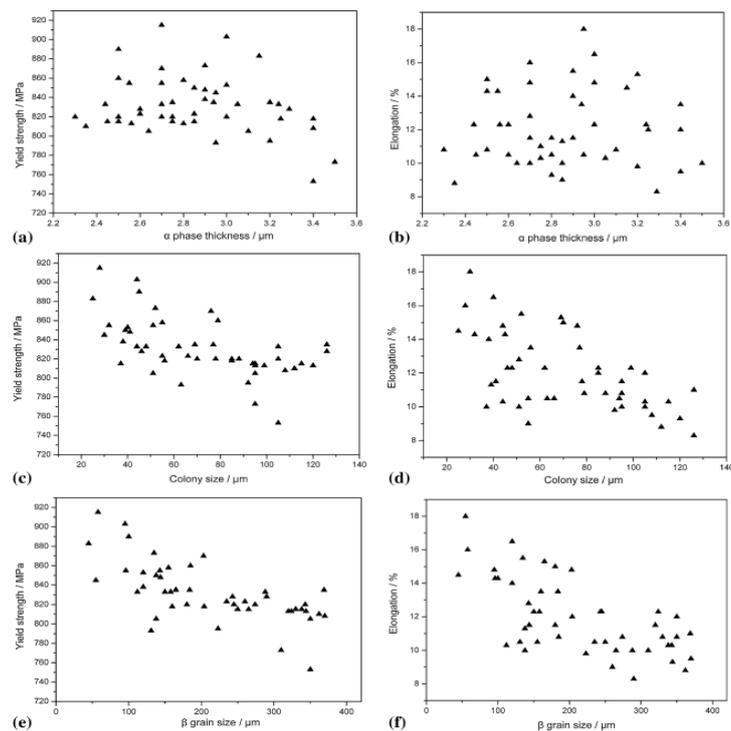


Рис. 1.7.15. Зависимость механических свойств прутков диаметром 130 мм из сплава Ti-6Al-4V от размера первичного β -зерна, размера колоний и толщины α -пластин (мкм). Разные размеры структурных составляющих были получены обработкой: температура деформации 1010 и 1030°C , степень деформации 20, 50, 80%; температура отжига $650\text{--}950^\circ\text{C}$, 1÷5 ч.; $[\text{Al}]_{\text{экв}}=7,6\%$, $[\text{Mo}]_{\text{экв}}=3,1\%$, $T_{\text{ПП}}=990^\circ\text{C}$, 48 образцов, количество α -фазы во всех образцах приблизительно одинаковое [96].

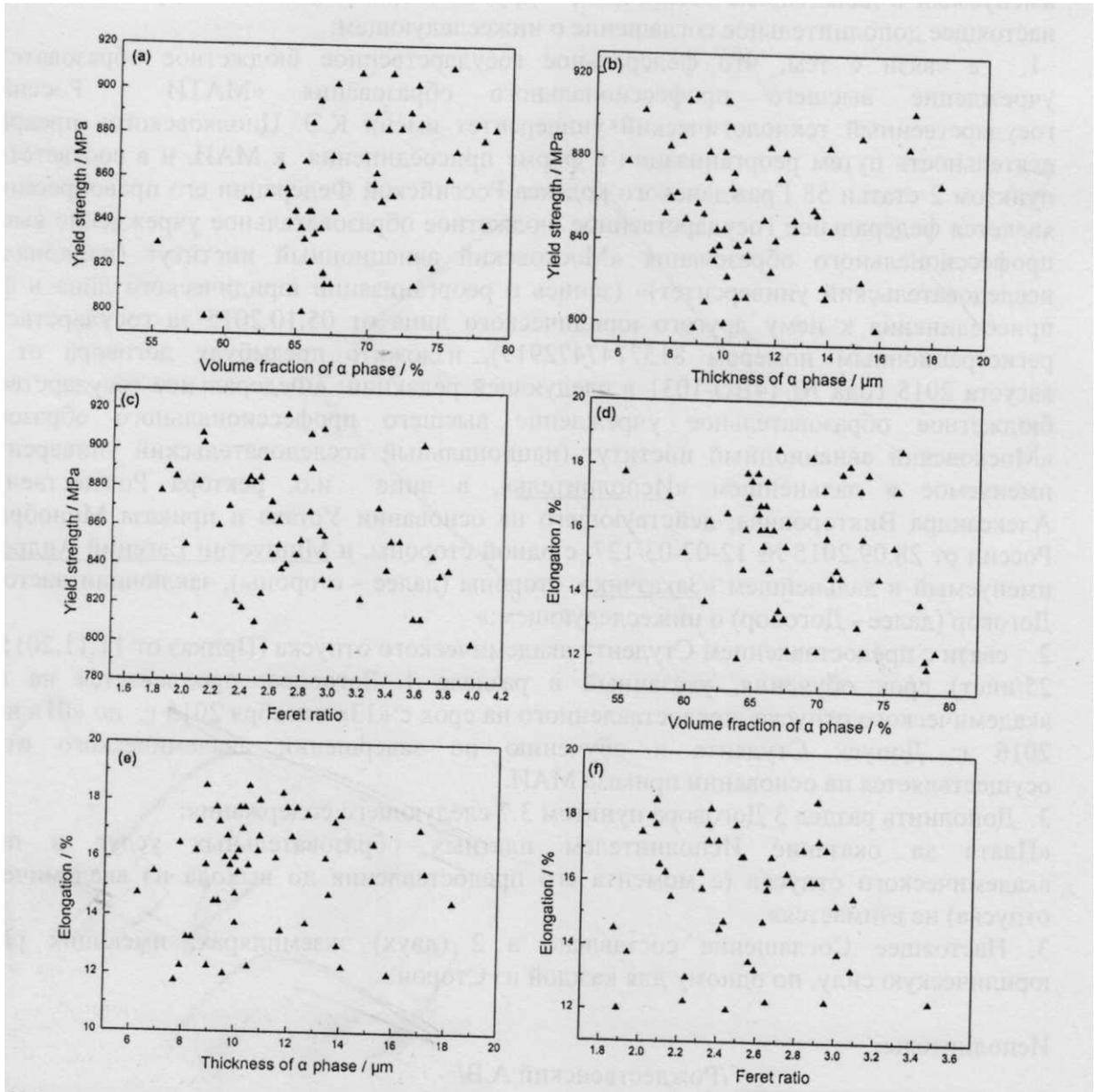


Рис. 1.7.16. Зависимость механических свойств прутков диаметром 130 мм из сплава Ti-6Al-4V от параметров смешанной (бимодальной структуры): количества и толщины первичной α -фазы (мкм) и параметра Feret (отношение толщины к длине α -глобулей). Разные размеры структурных составляющих были получены обработкой: температура деформации 930, 970 и 1010°C, степень деформации 20, 50, 80%; температура отжига 600-800°C, 1 и 5 ч, [Al]экв=7,6%, [Mo]экв=3,1%, $T_{пп}$ =990°C [98].

Обзор приведенных данных показывает, что влияние структуры на механические свойства неоднозначно, а сопоставление полученных результатов осложнено тем, что в большинстве статей приведены отрывочные сведения о химическом составе, режимах деформации и термической обработки и т.п.

По данным справочника [21] в зависимости от типа деформированного полуфабриката, режима термической обработки, типа и параметров структуры механические свойства сплавов Ti-6Al-4V лежат в интервале: предел прочности от 710 до 1254 МПа, условный предел текучести от 690 до 1180 МПа, относительное удлинение от 2,5 до 25%, поперечное сужение от 14 до 60%. Механические свойства полуфабрикатов (прутки, плиты, листы, поковки) сплава ВТ6 даже одной плавки также могут изменяться в очень широких пределах: предел прочности от 710 до 1030 МПа, условный предел текучести от 690 до 990 МПа, относительное удлинение от 2,5 до 25%, поперечное сужение от 24 до 58,5% [26]. Наименьшие прочностные и пластические свойства имеют листы по сравнению с другими видами полуфабрикатов. Свойства катаных прутков более однородны по длине по сравнению с коваными.

Методы прогнозирования различных свойств сплавов типа Ti-6Al-4V освещены в работах [73, 74, 87-89, 91, 95-98]. Для прогнозирования свойств наиболее распространенными являются регрессионный анализ, искусственные нейронные сети, неопределенные (нечеткие) логические модели и др. Среди систем для прогнозирования свойств различных конструкционных материалов, в том числе и титановых сплавов, особо следует отметить программу JMatPro [67, 68], которая дает возможность прогнозировать тепло-физические и механические свойства сплавов, строить диаграммы фазовых превращений и т.п. Вместе с тем, опыт применения этого пакета на практике, в частности на СМК, показывает, что необходима его адаптация к реальным условиям производства.

1.8. Заключение по литературному обзору. Постановка цели и задач исследования

Проведенный анализ литературных источников показал, что за годы исследования титана и его сплавов достигнуты большие успехи в производстве титановых изделий, расширились области применения титана от авиации до медицины и бытовых изделий, освоено производство всех видов полуфабрикатов. Следует также отметить значительное повышение качества полуфабрикатов из титановых сплавов, достигнутое за последнее время благодаря улучшению состава, структуры и свойств металлопродукции.

Систематические исследования по установлению качественных и количественных закономерностей влияния типа и параметров пластинчатой и глобулярной структуры на механические свойства титановых сплавов ВТ5-1, ОТ4, ВТ3-1, ВТ9, ВТ25У были проведены в ВИЛСе в 1970-90-х г.г. Бруном М.Я. с соавторами. Наиболее изученным стал жаропрочный сплав ВТ3-1, который в то время являлся самым распространенным отечественным титановым сплавом. В последние годы происходит переход на сплавы типа Ti-6Al-4V (ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч), так как они оказались наиболее удачными из всех титановых сплавов по сочетанию комплекса механических и технологических свойств. Сплавы типа Ti-6Al-4V поставляются по различным стандартам, их можно подвергать всем видам термической обработки. Обзор литературных источников показал, что в зависимости от вида полуфабриката и режима отжига механические свойства сплава ВТ6 даже одной плавки могут изменяться в очень широких пределах. Роль влияния химического состава может быть столь же существенной, как и структуры, которая формируется в основном в процессе обработки давлением. Для отечественных сплавов типа Ti-6Al-4V не были проведены столь же масштабные исследования по влиянию параметров структуры, как для сплава ВТ3-1. Обнаруженные опубликованные сведения показывают, что влияние структуры на механические свойства сплавов Ti-6Al-4V неоднозначно, а

сопоставление полученных результатов осложнено тем, что в большинстве статей приведены отрывочные сведения о химическом составе, режимах деформации и термической обработки и т.п.

Титановые сплавы относятся к материалам, предназначенным для длительной эксплуатации не только при комнатной, но и при достаточно высоких температурах. Однако до сих пор не установлены количественные зависимости прочностных свойств титановых сплавов разных классов от эквивалентов по алюминию и молибдену при различных температурах испытания, сопоставимых с условиями эксплуатации.

В настоящее время происходит переход на цифровые технологии всех этапов жизненного цикла изделий: от поисковых исследований до производства и эксплуатации. На производстве информационные технологии применяют преимущественно для корректировки режимов технологических процессов, для статистического контроля качества продукции, при сертификации производства и т.п. Для эффективного управления различными этапами техпроцессов требуется не только установление связей между химическим составом, структурой и свойствами титановых сплавов, но и создание комплекса алгоритмов и программ, решающих задачи прогнозирования на основе достоверных баз данных. По зарубежным сведениям такие БД создаются, начиная с 2000-х, в США, Китае, Великобритании. Разнообразие параметров структуры разного типа в таких БД для сплава Ti-6Al-4V обеспечивается использованием различных режимов деформации и термической обработки. Для прогнозирования свойств наиболее распространенными являются регрессионный анализ, искусственные нейронные сети, нечеткие логические модели и др. В отечественной научной литературе информация по этой проблеме для титановых сплавов освящена крайне недостаточно.

Цель диссертационной работы состояла в установлении статистических закономерностей совместного влияния химического состава и структуры на механические свойства деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов

и разработка на этой основе методов прогнозирования механических свойств при температурах 20-600°. Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Обобщить и статистически проанализировать литературные данные, содержащие сведения о пределе прочности отожженных полуфабрикатов из титановых сплавов разных классов при температурах 20-600°С. Провести сопоставление температурных зависимостей предела прочности серийных и опытных титановых сплавов на основе кластерного анализа.

2. Собрать и обобщить литературные данные, результаты производственных испытаний и промышленного контроля химического состава, структуры и механических свойств полуфабрикатов (слитки, прутки, поковки, плиты) из различных модификаций титановых сплавов типа Ti-6Al-4V (BT6, BT6C, Grade 5, Grade23).

3. Провести корреляционно-регрессионный анализ для исследования зависимостей механических свойств от содержания легирующих элементов и примесей (в перерасчете на эквиваленты по алюминию и молибдену), типа и параметров структуры различных полуфабрикатов из сплавов типа Ti-6Al-4V.

4. Выявить структурное состояние с учетом химического состава, обеспечивающее требуемый уровень механических свойств прутков диаметром 16-155 мм из сплава BT6 после отжига.

5. Провести оценку влияния колебаний марочного состава и режимов закалки на механические свойства штампованных поволоков дисков из сплава BT6 со смешанной структурой.

6. На основе проведенных исследований обосновать модели для вероятностного прогнозирования механических свойств промышленных полуфабрикатов из титановых сплавов при температурах 20-600°С. Провести проверку предложенных моделей.

7. Предложить рекомендации, направленные на повышение качества полуфабрикатов из сплава BT6.

Глава 2. Объекты и методы исследования

2.1. Объекты исследования

Объекты исследований для решения различных задач, поставленных в диссертации, приведены в табл. 2.1.1.

Объектами исследования послужили листы, прутки, поковки, плиты из различных титановых сплавов, информация о которых опубликована в справочниках, монографиях, статьях, материалах конференций по титану и различной нормативной документации.

Для исследования предела прочности отоженных листов и прутков 37 отечественных титановых сплавов при температурах 20-600°C использовали сведения, опубликованные в период с 1980-х до 2020 г. [13, 16, 17, 21, 22, 23, 30, 32, 37, 45-53, 55-60, 71, 75, 76]. Из статей преимущество отдавалось публикациям ВИАМ, размещенным на его официальном сайте [60].

Для исследования зависимости механических свойств деформированных полуфабрикатов из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V от типа и параметров структуры (после отжига, закалки и старения) были обобщены опубликованные отечественные и зарубежные сведения с 1960-х до 2020 г., а также результаты исследований, приведенные в диссертациях и авторефератах, отчетах по НИР, проведенных в Ступинском филиале МАТИ в 1980-1990-х гг. [8; 9; 15, стр. 428, 458; 18, 21; 26, стр. 214; 36, стр. 538; 38; 39, стр. 247; 42, стр. 1785; 43, стр. 187; 44, стр. 1155; 85, стр. 421; 96, 102-107; 108, стр. 1931; 109-112].

Объектами исследования также послужили слитки, кованные, катаные и прессованные прутки диаметром 14-155 мм из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V (BT6, BT6C, Grade 5, Grade 23), изготовленные по промышленным технологиям в период с 1999 по 2016 гг. на СТК, СМК, ЗМЗ. Часть слитков была микролегирована кислородом.

Таблица 2.1.1

Объекты исследования

Статистический массив	Задача исследования	Сплав	Полуфабрикат	Объем статистического массива	Термическая обработка
Литературные данные 1980-2020 гг.	Исследование зависимости предела прочности от химического состава и температуры 20-600°C	37 отечественных сплавов разных классов	Листы, прутки	185 данных	Стандартный отжиг
Промышленные данные 1999-2011 гг.	Исследование зависимости механических свойств от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену при комнатной температуре	BT6, BT6C, Grade 5, Grade 23	Катаные, кованные, прессованные прутки диаметром 14-150 мм СТК, СМК	397 образцов для механических испытаний	Отжиг 750-850°C, 1-3 часа, охлаждение на воздухе
Отечественные и зарубежные литературные данные 1960-2020 гг.	Исследование влияния типа и параметров структуры на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V при комнатной температуре	BT6, BT6C, BT6ч, Ti-6Al-4V	Прутки, поковки, штамповки, плиты	348 данных	Отжиг; закалка+старение по различным режимам
Промышленные данные 2012-2017 гг. Экспериментальные данные	Исследование влияния химического состава и структуры на механические свойства при комнатной температуре	BT6	Катаные прутки диаметром 16-155 мм ЗМЗ	344 образца для механических испытаний	Простой, двойной, изотермический отжиг
Промышленные данные 2009-2014 гг.	Оценка влияния колебаний марочного состава и температуры закалки на механические свойства при комнатной температуре	BT6	Штампованные поковки дисков ВСМПО	695 образцов для механических испытаний	Закалка 930-950°C, 2ч, вода + старение 750°C, 2 ч, воздух

Термическая обработка прутков была проведена по стандартным режимам, принятым на производстве (табл. 2.1.1). Исходными данными для исследований в этом случае явились выписки из шихтовых журналов и сертификатов, протоколы испытаний, результаты промышленного контроля и т.п. Заводские испытания (на растяжение, ударную вязкость) были проведены при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 1497-84, ASTM E 8, ГОСТ 9013-59, ГОСТ 9454-88.

Объектами исследования послужили также 27 слитков и штампованных поковок дисков сплава ВТ6 (одного типоразмера), изготовленных по промышленной технологии в 2007-2014 гг. на ВСМПО. Слитки 2007-2009 годов выпуска были выплавлены методом тройного вакуумного дугового переплава (ВДП), а 2010-2014 г.г. – гарнисажным + тройным вакуумным дуговым переплавом (ГВДП). Поковки были подвергнуты термической обработке по режиму: температура нагрева 930-950⁰С, выдержка 2 часа, охлаждение в воде и старение при температуре 750⁰С, выдержка 2 часа, охлаждение на воздухе. Механические свойства при комнатной температуре определяли на образцах, вырезанных в хордовом (тангенциальном) направлении из технологического припуска поковок, при испытаниях на растяжение, ударный изгиб КСУ и КСТ, число циклов до разрушения N при $\sigma=450$ МПа.

Для проведения экспериментальных исследований по изучению совместного влияния химического состава и структуры на механические свойства сплава ВТ6 использовали катаные прутки (диаметром 16-155 мм), изготовленные ЗАО «ПО Зубцовский машиностроительный завод» в 2012-2016 годах.

Для оценки химического состава всех исследованных полуфабрикатов использовали структурные и прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену, которые определяли по соотношениям (1.1.2), (1.1.5) –(1.1.7).

2.2. Методика проведения исследований

2.2.1. Методика экспериментальных исследований катаных прутков из сплава ВТ6

Экспериментальные исследования* включали следующие этапы: определение температуры полиморфного превращения, качественный и количественный микроструктурный анализ, механические испытания.

Исследования проводили на образцах, вырезанных в продольном направлении из катаных прутков 69 плавов. Химический состав был определен в заводской лаборатории по утвержденным стандартам.

Прутки проходили токарную и фрезерную обработку для получения образцов: 1) $\varnothing 15 \times 10$ мм - для металлографических исследований и измерения твердости; 2) $\varnothing 5 \times 25$ мм - для проведения кратковременных испытаний на разрыв по ГОСТ 1497-84, тип IV; 3) $11 \times 11 \times 55$ мм - для проведения испытаний на ударную вязкость по ГОСТ 9454-78, тип 1 с концентратором вида U.

Температуру полиморфного превращения оценивали методом пробных закалок [72]. Нагрев образцов под закалку проводили в воздушной атмосфере в высокотемпературной электропечи СНОЛ 6/12 (до 1250°C). Температуру образцов в печи определяли термопарой типа ХА. Погрешность измерения составляла $\pm 5^\circ\text{C}$. Охлаждение нагретых образцов осуществляли в воде комнатной температуры, в результате скорость охлаждения была выше 30 К/с. Образцы были подвергнуты различному отжигу: для снятия напряжений, простому ($600-920^\circ\text{C}$, 20-180 мин., охлаждение на воздухе или с печью), двойному ($900-960^\circ\text{C}$, 20-60 мин., воздух, $450-730^\circ\text{C}$, 60-360 мин., охлаждение на воздухе), изотермическому ($850-1000^\circ\text{C}$, 30-120 мин., охлаждение в печи до $500-750^\circ\text{C}$, выдержка до 2 ч., охлаждение на воздухе).

*Основные экспериментальные результаты получены на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.

Нагрев образцов проводили в воздушной атмосфере в электропечи СНОЛ - 2.2,5.1,8/10-ИЗ (до 1000°C). После выдержки образцы охлаждали с печью со скоростью ~0,1 °C/с или на воздухе со скоростью ~10 °C/с. Для этого образцы извлекали из рабочего пространства нагретой печи и охлаждали при комнатной температуре

Образцы для металлографического анализа готовили по стандартной методике [72]. Образцы подвергали шлифовке наждачной бумагой различных номеров (от №40 до №М14), а после этого окончательной электрополировке в стеклянном водоохлаждаемом сосуде. В качестве катода использовали аустенитную нержавеющую сталь, а анодом служил образец. Напряжение на электродах составляло 35–50 В. Для электрополировки использовали электролит следующего состава: 4 частей уксусной кислоты (CH_3COOH , плотность 1г/см³) и 1 части хлорной кислоты (HClO_4 , плотность 1,6 г/см³). В случае сильного растрыва поверхности шлифа применяли механическую полировку на шлифовальных кругах Neris. Полировку осуществляли на грубом сукне шероховатостью 6 и 3 мкм, а для тонкой полировки использовали мягкое сукно – 0,05 мкм. В качестве связующего применяли алмазные суспензии с размером фракций 6 мкм, 3 мкм и 0,05 микрон соответственно. После окончания процесса электрополировки (или механической полировки) поверхность шлифа подвергали химическому травлению в стандартном растворе: 3мл плавиковой кислоты (HF) + 6мл азотной кислоты (HNO_3) + 141 мл дистиллированной воды (H_2O) или в более мягком растворе на основе глицерина: 5мл плавиковой кислоты (HF) + 45мл азотной кислоты (HNO_3) + 50мл глицерина. Травление проводили при комнатной температуре, время выдержки выбирали в зависимости от конкретного образца (в среднем в течение 5–10 сек), способ нанесения травителя – смачивание поверхности шлифа.

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе АХЮ Observer.Alm (Karl Zeiss Jena, Германия) при увеличениях до 1000 крат. Применяли метод светлого поля в воздушной среде. Анализ полученных изображений

осуществляли с помощью программного комплекса NEXSYS ImageExpert Pro3.6. Определяли толщину α -пластин, размер α -глобулей, размер β -зерна и α -колоний. Оценивали балл микроструктуры по 9-балльной шкале в соответствии с инструкцией ВИАМ [72].

Свойства при испытаниях на растяжение определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84 на гладких образцах диаметром 5 мм, длиной рабочей части 25 мм при нормальной температуре на универсальной машине TIRA-test 2300. Скорость перемещения траверс разрывной машины составляла 10 мм/мин. Ширину и расчетную длину образцов измеряли на инструментальном микроскопе ВМИ-1 с точностью $\pm 0,01$ мм. По результатам механических испытаний на растяжение определяли временное сопротивление разрыву σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ , поперечное сужение ψ .

Испытания на ударный изгиб образцов с U-образным концентратором (КСУ) проводили при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 9454-78 на маятниковом копре ПСВ-30. Твердость по методу Роквелла измеряли на приборе BUENLER Macromet 5100T по алмазным конусом с углом у вершины 120° и закруглением радиусом в 0,2 мм по шкале HRC с нагрузкой 150 кгс согласно ГОСТ 9013-59.

2.2.2. Методика проведения статистических исследований

Исходными данными для статистического анализа послужили литературные данные, результаты производственных испытаний, промышленного контроля и собственных экспериментальных исследований.

Статистический анализ в ППП Stadia и системе StatSoft Statistica 10 включал первичную статистическую обработку, статистическую оценку стабильности, корреляционно-регрессионный и кластерный анализ по стандартным методикам [61-63]. Исследуемые факторы: содержание легирующих элементов и примесей, структурные и прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену, стандартные механические свойства (предел прочности σ_b , относительное удлинение δ , поперечное сужение ψ , ударная вязкость КСУ и КСТ, твердость по Роквеллу HRC,

твердость по Бринеллю), тип и параметры микроструктуры (размер β -зерна D_β и α -колоний d_α , толщина пластин первичной b_α и вторичной b_2 α -фазы, размер α -глобулей a_α), диаметр прутка, режимы термической обработки, температура испытания.

В процессе первичной статистической обработки для каждого фактора определяли диапазон изменения, размах, выборочное среднее \bar{x} дисперсию $D(x)$, стандартное отклонение S , ширину трехсигмового интервала $6S$, коэффициент вариации γ . Было проведено выявление и отсев сильно выделяющихся значений. Построены гистограммы с полями допуска, проведена проверка нормальности распределения.

Корреляционно-регрессионный анализ проводили для исследования зависимости механических свойств от химического состава, типа и параметров микроструктуры, режимов термической обработки, температуры испытания, диаметра прутка. Для оценки силы статистической связи между исследуемыми факторами были рассчитаны коэффициенты парной и множественной линейной и нелинейной корреляции R . Долю вариации γ механических свойств, обусловленную влиянием исследуемого фактора, оценивали как $\gamma=R^2 \cdot 100\%$.

При проведении регрессионного анализа исследовали однофакторные и многофакторные модели линейного и нелинейного вида:

$$y = a_0 + a_1x \quad (2.2.1)$$

$$y = a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3 \dots \quad (2.2.2)$$

$$y = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 + \dots + a_ix_i \quad (2.2.3)$$

$$y = a_0 + a_{11}x_1 + a_{21}x_1^2 + a_{31}x_1^3 + \dots + a_{12}x_2 + a_{22}x_2^2 + a_{32}x_2^3 + \dots + a_kx_1x_2 + \dots \quad (2.2.4)$$

где y – зависимый (результатирующий) фактор; x_i – независимые факторы; a_0 – свободный коэффициент регрессии; a_i – факторные коэффициенты регрессии.

Проверку значимости коэффициентов корреляции и регрессии, адекватности регрессионной модели осуществляли с доверительной вероятностью

0,95 несколькими способами: с помощью коэффициента детерминации, критериев Фишера и Стьюдента. Выбирали модели, адекватные экспериментальным данным и имеющие физический смысл, затем среди них выделяли те, для которых стандартная ошибка была минимальной, а коэффициенты корреляции R и детерминации R^2 – максимальным.

Кластерный анализ проводили для сопоставления температурных зависимостей предела прочности разных титановых сплавов с доверительной вероятностью 0,95. Кластерный анализ предназначен для разбиения множества объектов (сплавов) на конечное число кластеров на основании классификационных признаков (предела прочности и степени его снижения при температурах 20-600).

Статистический контроль качества поковок дисков ВТ6 проводили в соответствии с рекомендациями ГОСТ 50779.10-2000, ГОСТ 50779.11-2000, ГОСТ 50779.21-2004, ГОСТ 50779.42-99, ГОСТ 50779.44-2001 и требованиями руководства сертификационного центра «Материал» Р СЦМ-04-2010 «Оценка качества авиационных материалов/полуфабрикатов при сертификации их производства» [77]. Статистический контроль качества включал анализ соответствия химического состава и механических свойств слитков и деформированных полуфабрикатов требованиям нормативной документации, а также статистическую оценку стабильности химического состава и механических свойств по гистограммам, коэффициенту вариации, контрольным картам и по индексам пригодности P_p , P_{pk} (для нестабильного процесса) или воспроизводимости C_p , C_{pk} (для стабильного процесса).

Глава 3. Статистическое сопоставление и прогнозирование прочностных свойств титановых сплавов от эквивалентов по алюминию и молибдену при температурах эксплуатации (20-600°C)

Титановые сплавы относятся к материалам, пригодным для длительной эксплуатации при достаточно высоких температурах (до 500-600°C). О возможности их работы при повышенных температурах можно судить, прежде всего, по зависимости кратковременных прочностных свойств от температуры. В настоящей работе были исследованы температурные зависимости предела прочности различных полуфабрикатов (прутки и листы после отжига) из 37 серийных и опытных титановых сплавов, разработанных в ВИАМ.

Цель данного этапа работы состояла в статистической оценке предела прочности прутков и листов из титановых сплавов в зависимости от эквивалентов по алюминию и молибдену и температуры испытания в интервале 20-600°C, сопоставимых с условиями эксплуатации.

Для этого необходимо было решить следующие задачи:

- 1) На основе обобщения литературных данных провести статистические исследования температурных зависимостей прочностных свойств листов и прутков из титановых сплавов разных классов после стандартного отжига.
- 2) Провести сопоставление предела прочности разных сплавов на основе кластерного анализа.
- 3) Обосновать регрессионные зависимости для оценки типичных значений предела прочности отожженных прутков и листов разных сплавов от температуры испытания и эквивалентов по алюминию и молибдену (с доверительной вероятностью 0,95 и статистическими ошибками, сопоставимыми с регламентируемым разбросом).

Прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену для α -, псевдо α - и $\alpha+\beta$ -сплавов были рассчитаны по номинальному химическому составу с помощью соотношений (1.1.7), (1.1.8). При расчете прочностного эквивалента по алюминию

эквивалентное содержание примесей было принято равным 3,8%. Номинальный химический состав и максимальная рабочая температура исследованных сплавов приведены в табл. 3.1.1.

3.1. Статистическое сопоставление прочностных свойств титановых сплавов при повышенных температурах

На первом этапе для каждого исследованного сплава были обобщены различные литературные данные для предела прочности прутков и листов. Для некоторых сплавов опубликованные сведения о механических свойствах крайне противоречивы и потребовали уточнения. Обзор опубликованной литературы показал, что прочностные и жаропрочные свойства титановых сплавов сильно зависят от вида полуфабриката, технологических режимов термической обработки, типа и параметров структуры, а также от колебаний марочного состава. Поэтому на основе обобщения опубликованных сведений для каждого сплава сначала были сопоставлены температурные зависимости предела прочности прутков и листов после стандартного отжига. На основе процедуры «Сравнение регрессий» было установлено, что пределы прочности прутков и листов незначительно (со статистической точки зрения) отличаются друг от друга, поэтому они были объединены в одну статистическую группу.

Для зависимости прочностных свойств от температуры обычно применяют экспоненциальный закон, предложенный Курнаковым Н.С. [59]:

$$\sigma_{\text{в}} = \sigma_0 e^{-bT}, \quad (3.1.1)$$

где σ_0 – свободный член, характеризующий сопротивление деформации, экстраполированное до 0 К; b – температурный коэффициент.

Таблица 3.1.1

Номинальный химический состав и максимальные рабочие температуры титана и титановых сплавов [16, 17, 21, 32, 37, 45, 55, 75, 76]

№ пп	Класс сплава	Сплав	Химический состав	Максимальная рабочая температура, °С
1	α-сплавы	Ti*	Ti-0,021O-0,004N-0,015C-0,005Fe (99,95Ti)	-
2		BT1-00	Ti-0,05C-0,04N-0,1O-0,2Fe** (99,9 Ti)	200-250
3		BT1-0	Ti-0,07C-0,04N-0,12O-0,2Fe**(99,5 Ti)	250-300
4		BT5	Ti-5Al	350-400
5		BT5-1	Ti-5Al-2,5Sn	400-450
6	Псевдо α-сплавы	BT18	7,7Al-0,6Mo-11,0Zr-0,75Nb-0,12Si	580-600
7		AT2	Ti-2,0Zr-1,0Mo	300-350
8		BT18У	Ti-6,5Al-2,5Sn-4Zr-1Nb-0,7Mo-0,15Si	550-600
9		OT4-0	Ti-0,8Al-0,8Mn	300-350
10		BT20	Ti-6,5Al-1Mo-1V-2Zr-0,15Si	450-500
11		AT3	Ti-3Al-0,3Si-0,6Cr-0,4Fe-B	400-450
12		AT4	Ti-4Al-0,3Si-0,6Cr-0,4Fe-B	450-500
13		BT41	Ti-6,2Al-1,2Mo-4Sn-3,3Zr-2,3Nb-0,35Si-0,5W-0,1Fe-C	500-600
14		OT4-1	Ti-2Al-1,5Mn	300-350
15		OT4	Ti-3,5Al-1,5Mn	300-350
16		BT4	Ti-4,0Al-1,5Mn	400-450
17	α+β-сплавы	BT25	Ti-6,7Al-1,5Sn-2Zr-2Mo-1W-0,25Si	500-550
18		BT6C	Ti-5Al-4V	400-450
19		BT9	Ti-6,5Al-3Mo-1,5Zr-0,25Si	500-550
20		BT6	Ti-6Al-4,5V	400-450
21		BT36	Ti-6,2Al-2Sn-3,6Zr-0,7Mo-5W-0,15Si	550-600
22		BT8	Ti-6,5Al-3,3Mo-0,3Si	450-500
23		BT8-1	Ti-6,3Al-3,3Mo-1,0Sn-1,0Zr-0,2Si	450-500
24		BT8M	Ti-5,5Al-4,0Mo-1,2Sn-1,2Zr-0,15Si	450-500
25		BT8M-1	Ti-5,5Al-3,8Mo-1,0Sn-1,0Zr-0,16Si	400-450
26		BT46	Ti-6,0Al-2,0Mo-3Sn-0,8V-0,25Fe-2,5Zr-0,7Nb-0,2Si-0,05C	500-550
27		BT14	Ti-5Al-3Mo-1,5V	350-400
28		BT25У	Ti-6,5Al-1,8Sn-3,8Zr-4,0Mo-1,0W-0,2Si	500-550
29		BT3-1	Ti-6Al-2,5Mo-1,5Cr-0,5Fe-0,3Si	400-450
30		BT23	Ti-5Al-4,5V-2Mo-1Cr-0,6Fe	450-500
31		BT16	Ti-3Al-4,5V-5Mo	300-350
32	Переходные, псевдо β-и β-сплавы	BT22	Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe	300-350
33		BT35	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn-1Zr-1Mo	300-350
34		BT19	Ti-5,5Mo-3,5V-5,5Cr-3Al-1Zr	450-500
35		BT32	Ti-8V-8Mo-1,5Cr-1,5Fe-3Al	300-350
36		BT15	Ti-11Cr-7Mo-3Al	150-250
37		4201	Ti-33Mo-0,4Zr	-

Примечания: * - иодидный титан, ** - максимально допустимое содержание примесей.

Для каждого сплава на основе обобщения различных литературных данных был проведен регрессионный анализ предела прочности прутков и листов с использованием экспоненциальной зависимости (3.1.1) и полинома 3 степени:

$$\sigma_B = b_0 + b_1 \cdot t + b_2 \cdot t^2 + b_3 \cdot t^3, \text{ МПа} \quad (3.1.2)$$

После этого было проведено статистическое сравнение реальных и регрессионных значений предела прочности, которое показало, что соотношение (3.1.1) справедливо только в довольно узком интервале температур $\sim 100 \div 400^\circ\text{C}$. При температурах $20-600^\circ\text{C}$ для большинства сплавов (кроме сплава ВТ19) наилучшее приближение дает полином 3 степени. Коэффициенты регрессии модели (3.1.2), статистические ошибки S и коэффициент корреляции R для различных сплавов приведены в табл.3.1.2. Статистические ошибки лежат в интервале $15 \div 50$ МПа в зависимости от марки сплава и исходных данных, использованных для статистического анализа, и сопоставимы с регламентируемым разбросом, приведенном в технической документации.

Особо следует выделить группу высоколегированных псевдо β -сплавов ВТ19, ВТ32, ВТ35, которые могут самозакаливаться даже при довольно медленном охлаждении [21, 23]. При охлаждении после отжига с печью или на воздухе возможно образование метастабильной β -фазы, приводящей к снижению прочности и повышению пластичности сплавов при комнатной температуре. При последующем нагреве до температур выше $300 \div 400^\circ\text{C}$ происходит распад метастабильной β -фазы и упрочнение сплавов, так что их используют при повышенных температурах только в термоупрочненном состоянии [76]. Поэтому эти сплавы были исключены из дальнейшего анализа.

Сопоставление сплавов по уровню прочности осложняется тем, что в разных температурных интервалах степень разупрочнения сплавов неодинакова. Поэтому было проведено сопоставление не абсолютных значений предела прочности (в МПа), а относительных, выраженных в процентах по сравнению с комнатной температурой.

Таблица 3.1.2

Характеристики полиномиальной модели 3-й степени (3.1.2) для оценки
предела прочности прутков и листов титановых сплавов
(отжиг по стандартным режимам)

№ пп	Сплав	П/ф*	b_0 , МПа	b_1	b_2	b_3	R**	S**, МПа
1	Ti*	-	258,4	-0,543	0,0008	$-7,014 \cdot 10^{-7}$	0,92	28
2	BT1-00	Л, Пр	390,2	-1,112	0,0014	$-5,391 \cdot 10^{-7}$	0,98	21
3	BT1-0	Л, Пр	515,0	-1,555	0,0020	$-1,020 \cdot 10^{-6}$	0,99	15
4	BT5	Пр	804,4	-1,573	0,0026	$-1,818 \cdot 10^{-6}$	0,98	19
5	BT5-1	Л, Пр	903,4	-1,471	0,0019	$-1,393 \cdot 10^{-6}$	0,98	36
6	BT18	Пр	1135,0	-1,256	0,0030	$-3,234 \cdot 10^{-6}$	0,97	53
7	AT2	Пр	779,0	-2,578	0,0062	$-5,418 \cdot 10^{-6}$	0,99	17
8	BT18У	Пр	1061,0	-1,887	0,0045	$-4,155 \cdot 10^{-6}$	0,93	50
9	OT4-0	Л, Пр	583,2	-1,121	0,0012	$-7,730 \cdot 10^{-7}$	0,99	17
10	BT20	Л, Пр	1067,0	-2,661	0,0083	$-9,290 \cdot 10^{-6}$	0,98	30
11	AT3	Л	828,0	-1,705	0,0041	$-4,049 \cdot 10^{-6}$	0,99	19
12	AT4	Л	950,4	-1,895	0,0044	$-4,856 \cdot 10^{-6}$	0,99	26
13	BT41	Пр	1161,0	-2,085	0,0061	$-6,664 \cdot 10^{-6}$	0,98	46
14	OT4-1	Л	736,3	-2,081	0,0043	$-3,817 \cdot 10^{-6}$	0,99	19
15	OT4	Л, Пр	867,4	-2,286	0,0059	$-6,030 \cdot 10^{-6}$	0,99	22
16	BT4	Л	969,7	-2,296	0,0061	$-6,399 \cdot 10^{-6}$	0,99	20
17	BT25	Пр	1121,0	-0,789	0,0021	$-3,255 \cdot 10^{-6}$	0,98	50
18	BT6C	Л, Пр	896,8	-1,675	0,0029	$-2,197 \cdot 10^{-6}$	0,92	52
19	BT9	Пр	1187,0	-1,470	0,0034	$-3,881 \cdot 10^{-6}$	0,99	40
20	BT6	Пр	998,4	-1,066	0,0010	$-1,003 \cdot 10^{-6}$	0,96	48
21	BT36	Пр	1102,0	-0,920	0,0011	$-1,453 \cdot 10^{-6}$	0,99	33
22	BT8, BT8-1	Пр	1129,0	-1,329	0,0030	$-3,530 \cdot 10^{-6}$	0,99	33
23	BT46	Пр	1200,0	-1,172	0,0029	$-4,012 \cdot 10^{-6}$	0,99	16
24	BT14	Л, Пр	1009,0	-1,147	0,0024	$-3,399 \cdot 10^{-6}$	0,99	20
25	BT25У	Пр	1190,0	-1,501	0,0039	$-4,512 \cdot 10^{-6}$	0,99	49
26	BT3-1	Пр	1097,0	-1,771	0,0045	$-5,251 \cdot 10^{-6}$	0,99	28
27	BT23	Л, Пр	1119,0	-1,919	0,0050	$-5,940 \cdot 10^{-6}$	0,96	44
28	BT16	Пр	934,2	-1,680	0,0035	$-3,743 \cdot 10^{-6}$	0,99	43
29	BT22	Пр	1197,0	-1,458	0,0028	$-3,231 \cdot 10^{-6}$	0,99	20
30	BT35	Л	822,4	-2,798	0,0090	$-8,664 \cdot 10^{-6}$	0,99	22
31	BT32	Л	917,3	-1,675	0,0031	$-1,757 \cdot 10^{-6}$	0,99	10
32	BT15	Пр	928,0	-1,192	0,0025	$-2,846 \cdot 10^{-7}$	0,98	52

Примечание: * полуфабрикат: Л – лист, Пр – пруток; ** R – коэффициент корреляции, S – статистическая ошибка модели.

Для сопоставления сплавов был выбран метод кластерного анализа, который позволил выделить 8 групп сплавов с приблизительно одинаковой интенсивностью снижения предела прочности с повышением температуры (табл. 3.1.3). Для

каждой группы были исследованы регрессионные зависимости предела прочности (в %) от температуры испытания. Из нескольких моделей (линейная, экспоненциальная, параболическая, полиномиальная 3-й степени) был выбран полином 3-й степени, имеющий наиболее высокие формальные характеристики (коэффициент корреляции 0,98-0,99; минимальная ошибка модели 1,0-2,5%):

$$\sigma_B = 100 + b_1 \cdot (t - 20) + b_2 \cdot (t - 20)^2 + b_3 \cdot (t - 20)^3, \% \quad (3.1.3)$$

Коэффициенты регрессии b_1 , b_2 , b_3 приведены в табл. 3.1.3, а температурные зависимости для каждого кластера – на рис. 3.1.1. Соотношение (3.1.3) позволяет проводить прогнозирование предела прочности отоженных листов и прутков при различной температуре испытания, если известно значение предела прочности отоженного полуфабриката при комнатной температуре.

Таблица 3.1.3

Характеристики полиномиальной модели 3-й степени (3) для оценки предела прочности (%) прутков и листов титановых сплавов в зависимости от температуры 20-600°C (отжиг по стандартным режимам)

№ кластера	Сплав	b_1	b_2	b_3	R*	S*, %
1	BT1-00; BT1-0	-0,3011	0,00042	$-2,135 \cdot 10^{-7}$	0,98	2,3
2	AT2; OT4-0; OT4-1	-0,2612	0,00053	$-4,966 \cdot 10^{-7}$	0,99	2,2
3	AT3; AT4; OT4; BT4; BT16	-0,2100	0,00055	$-6,364 \cdot 10^{-7}$	0,98	2,6
4	BT5; BT5-1	-0,1750	0,00027	$-2,019 \cdot 10^{-7}$	0,99	1,4
5	BT6C; BT6; BT14; BT15; BT23; BT22	-0,1290	0,00026	$-3,326 \cdot 10^{-7}$	0,99	1,3
6	BT20; BT3-1	-0,1320	0,00030	$-3,737 \cdot 10^{-7}$	0,99	0,8
7	BT8; BT8-1; BT9; BT36; BT46; BT25Y; BT25	-0,0994	0,00022	$-2,859 \cdot 10^{-7}$	0,99	1,0
8	BT18; BT18Y; BT41	-0,0832	0,00021	$-2,852 \cdot 10^{-7}$	0,99	1,9

Примечание: * R – коэффициент корреляции, S – статистическая ошибка модели.

В наибольшей степени предел прочности падает с повышением температуры для технического титана, входящего в кластер 1 (рис. 3.1.1, 3.1.2). Наименьшая интенсивность снижения предела прочности, как и следовало ожидать, наблюдается для кластера 8, в который входят высокожаропрочные псевдо α -сплавы BT18, BT18Y, BT41. При 300°C сплавы этой группы сохраняют до ~90%

предела прочности, характерного для комнатной температуры, в то время как технический титан до ~45% (рис. 3.1.2). При температуре 500°C предел прочности составляет 77 и 28% по отношению к комнатной температуре соответственно для сплавов 1 и 8 кластеров.

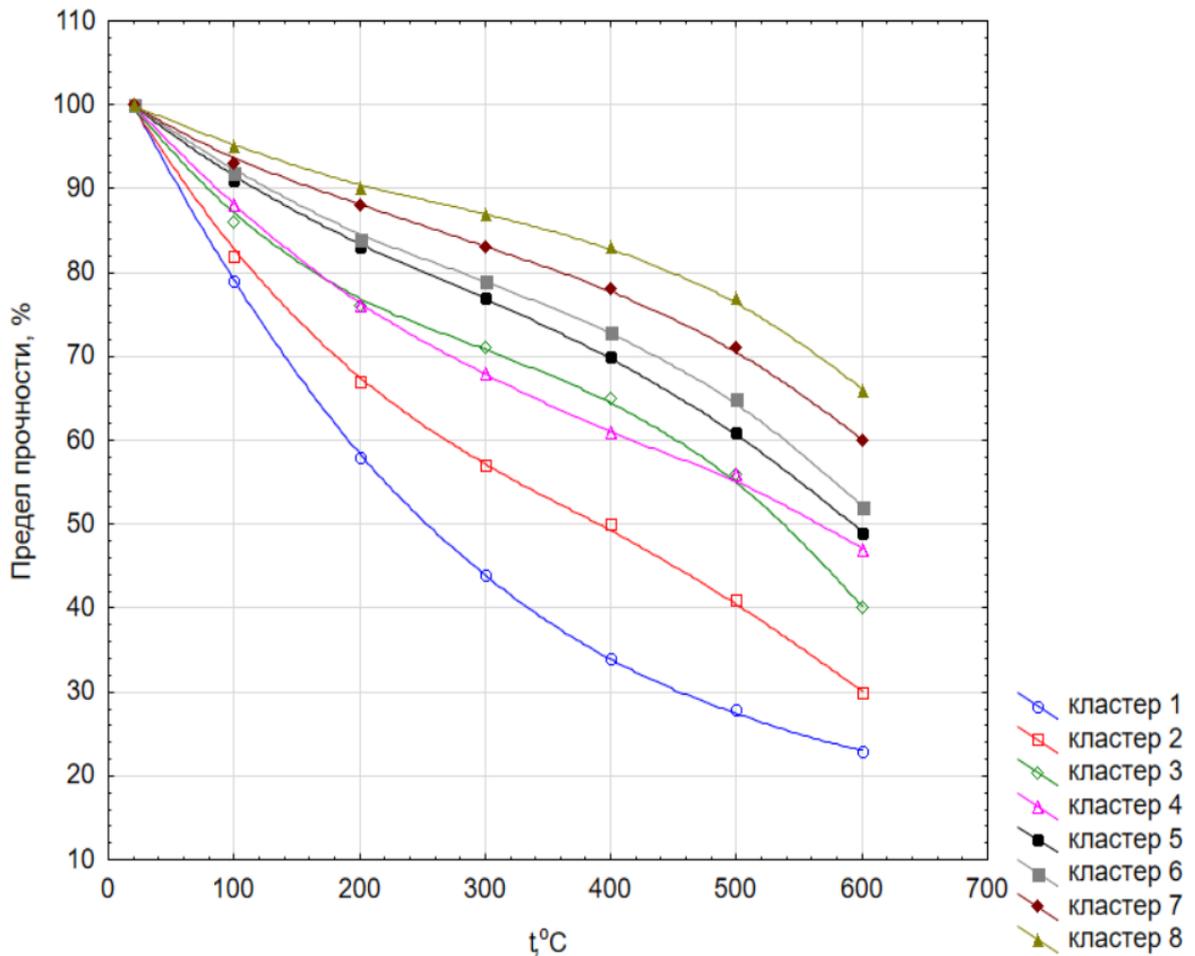


Рис. 3.1.1. Температурная зависимость предела прочности (в % по отношению к комнатной температуре) отожженных прутков и листов из титановых сплавов: кластер 1 - BT1-00; BT1-0; кластер 2 - AT2; OT4-0; OT4-1; кластер 3 - AT3; AT4; OT4; BT4; BT16; 4201; кластер 4 - BT5; BT5-1; кластер 5 - BT6C; BT6; BT14; BT15; BT23; BT22; кластер 6 - BT20; BT3-1; кластер 7 - BT8; BT9; BT36; BT46; BT25Y; BT25; кластер 8 - BT18; BT18Y; BT41.

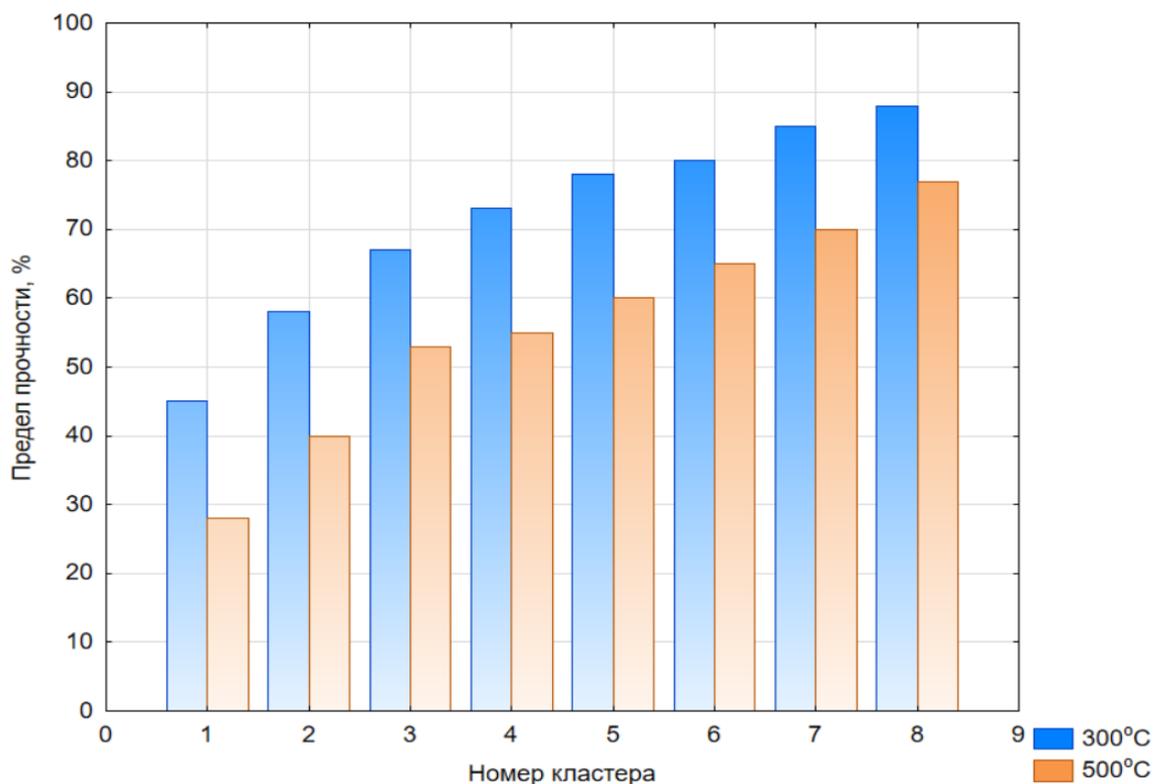


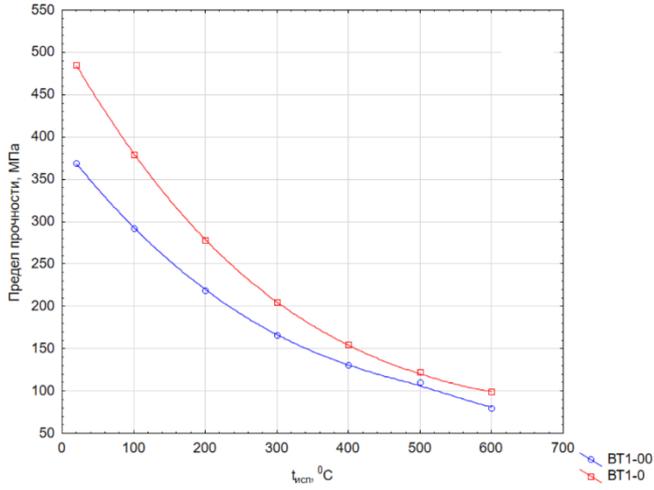
Рис. 3.1.2. Сопоставление предела прочности при 300 и 500°C (в % по отношению к комнатной температуре) различных кластеров титановых сплавов: : кластер 1 - BT1-00; BT1-0; кластер 2 - AT2; OT4-0; OT4-1; кластер 3 - AT3; AT4; OT4; BT4; BT16; 4201; кластер 4 – BT5; BT5-1; кластер 5 - BT6C; BT6; BT14; BT15; BT23; BT22; кластер 6 - BT20; BT3-1; кластер 7 - BT8; BT9; BT36; BT46; BT25Y; BT25; кластер 8 - BT18; BT18Y; BT41.

На рис. 3.1.3 и 3.1.4 сопоставлены полиномиальные зависимости предела прочности (в МПа) от температуры испытания сплавов, входящих в различные кластеры и построенные по соотношению (3.1.2). Внутри каждого кластера предел прочности титановых сплавов может изменяться в довольно широких пределах в зависимости от химического состава. Так, например, в пятом кластере, в который входят конструкционные $\alpha+\beta$ - и β -сплавы предел прочности при комнатной температуре изменяется от 900 до 1200 МПа, при 500°C – от 600 до 750 МПа, при 600°C - от 450 до 600 МПа (рис. 3.1.4, а). При температурах до 500°C по повышению предела прочности их можно расположить в следующем порядке: BT15 → BT6 → BT14 → BT23 → BT22. Высоколегированные жаропрочные псевдо α - и $\alpha+\beta$ -сплавы с большим содержанием алюминия обладают значительной прочностью при довольно высоких температурах (7 и 8 кластеры). Для

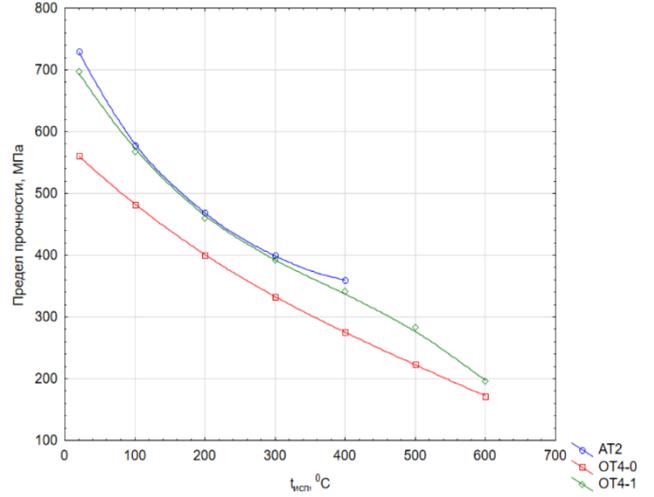
жаропрочных $\alpha+\beta$ -сплавов (7 кластер) предел прочности возрастает в следующей последовательности: VT8, VT36 \rightarrow VT9, VT25Y \rightarrow VT25 \rightarrow VT46 (рис. 3.1.4, в). По уровню возрастания прочности жаропрочные псевдо α -сплавы (8 кластер) можно расположить в следующий ряд: VT18Y \rightarrow VT41 \rightarrow VT18 (рис. 3.1.3, г).

Необходимо отметить, что сплавы VT18 и VT25 не нашли широкого применения из-за низкой технологичности. В начале 70-х годов были разработаны их модификации - сплавы VT18Y и VT25Y [55]. Сплав VT25Y характеризуется более высоким содержанием молибдена, циркония и пониженным – алюминия. В сплаве VT18Y снижено содержание алюминия и циркония, но дополнительно введено олово. Из серийных титановых сплавов наиболее высокопрочными и жаропрочными по совокупности служебных характеристик в настоящее время считаются сплавы VT25Y при 550°C и VT18Y при 600°C [13, 71]. Новые жаропрочные сплавы VT41 и VT46 находятся на стадии промышленного освоения [22, 30].

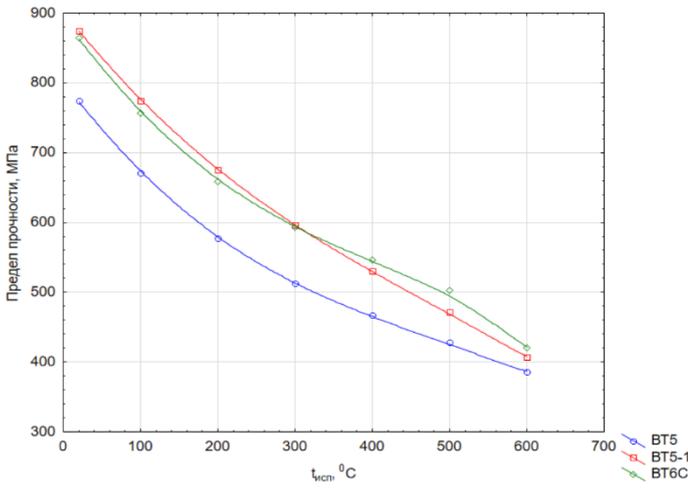
Высокие прочностные свойства этих сплавов обусловлены применением многокомпонентного легирования, которое в сплаве VT41 приводит к образованию карбидной фазы на основе вольфрама и дополнительному упрочнению α -твердого раствора железом, введенным в пределах растворимости [13, 22, 46, 47]. Жаропрочные сплавы VT41 и VT46 имеют самые сложнолегированные композиции, что обеспечивает их высокие прочностные свойства как при комнатной, так и при повышенных температурах.



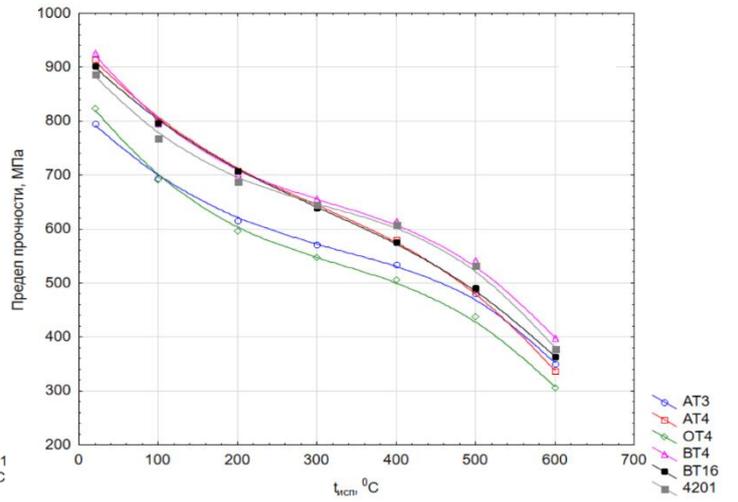
а



б



в



г

Рис. 3.1.3. Полиномиальные зависимости предела прочности от температуры испытания отожженных прутков и листов из титановых сплавов, входящих в различные кластеры: а – кластер 1, б – кластер 2, в – кластер 3, г – кластер 4.

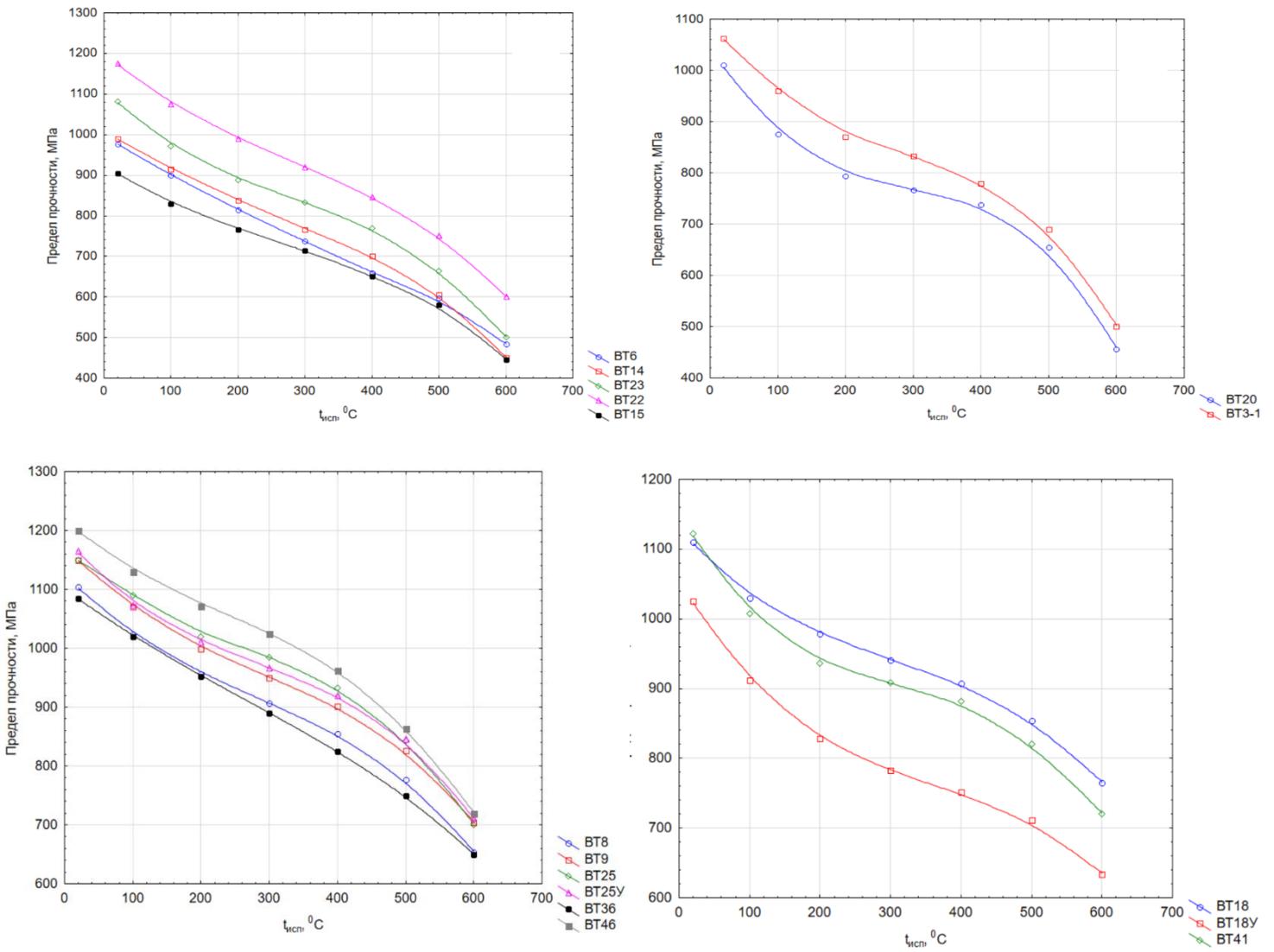


Рис. 3.1.4. Полиномиальные зависимости предела прочности от температуры испытания отожженных прутков и листов из титановых сплавов, входящих в различные кластеры: а – кластер 5, б – кластер 6, в – кластер 7, г – кластер 8.

3.2. Прогнозирование прочностных свойств α -, псевдо α - и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов от эквивалентов по алюминию и молибдену при температурах эксплуатации

Были проанализированы зависимости предела прочности прутков и листов α -, псевдо α -, $\alpha+\beta$ -титановых сплавов при температурах 20-600°C от прочностных эквивалентов по алюминию в интервале $[Al]_{\text{экв}}^{\text{пр}} = 2,3-15,5\%$ и по молибдену $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{пр}} = 0,1-7,6\%$ (табл. 3.2.1). Для жаропрочных сплавов выявляется тенденция к снижению прочностного эквивалента легирующих элементов по алюминию с увеличением их эквивалента по молибдену (рис. 1.4.1, табл. 3.2.2). Чем больше прочностной эквивалент по алюминию и меньше эквивалент по молибдену, тем выше рабочая температура жаропрочных сплавов.

На рис. 3.2.1 приведены зависимости предела прочности исследованных сплавов от эквивалента по алюминию при различных температурах. С увеличением прочностного эквивалента по алюминию наблюдается рост предела прочности при всех исследованных температурах. При этом с повышением температуры наклон прямых мало изменяется, что свидетельствует о том, что степень влияния α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей приблизительно одинакова в этом интервале температур. С увеличением прочностного эквивалентов по молибдену с 0 до $\sim (5,0 \div 8,0)\%$ предел прочности повышается по практически прямолинейной зависимости, но угол наклона прямых уменьшается с ростом температуры, следовательно влияние β -стабилизаторов на предел прочности псевдо α - и $\alpha+\beta$ -сплавов ослабляется.

Регрессионные модели для оценки предела прочности сплавов в зависимости от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену при разных температурах приведены в табл. 3.2.3. Модель №1 полностью совпала с соотношением Колачева Б.А. (1.5.1).

Таблица 3.2.1

**Прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену и максимальные
рабочие температуры титана и его сплавов**

№ пп	Класс сплава	Марка сплава	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{нр}}$ %	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{нр}}$ %	Максимальная рабочая температура, °C
1	α-сплавы	BT1-00	0,1	2,3	200-250
2		BT1-0	0,1	3,8	250-300
3		BT5	0,1	8,8	350-400
4		BT5-1	0,1	10,1	400-450
5	Конструкцион ные псевдо α-сплавы	AT2	1,0	4,5	300-350
6		OT4-0	0,8	4,6	300-350
7		AT3	1,3	7,8	400-450
8		AT4	1,1	8,8	450-500
9		OT4-1	1,5	5,8	300-350
10		OT4	1,5	7,3	300-350
11	BT4	1,5	7,8	400-450	
12	Жаропрочные псевдо α-сплавы	BT18	0,8	15,5	580-600
13		BT18Y	1,0	13,5	550-600
14		BT20	1,6	11,5	450-500
15		BT41	2,5	14,3	500-600
16	Конструкцион ные α+β-сплавы	BT6C	2,4	8,8	400-450
17		BT6	2,4	9,8	400-450
18		BT14	3,8	8,8	350-400
19		BT23	6,8	8,8	450-500
20		BT16	7,6	6,8	300-350
21	Жаропрочные α+β-сплавы	BT25	3,0	12,9	500-550
22		BT9	3,0	11,8	500-550
23		BT36	5,7	12,7	500-550
24		BT8	3,3	11,3	450-500
25		BT8-1	3,5	11,5	450-500
26		BT8M	4,0	10,2	450-500
27		BT8M-1	3,8	11,0	400-450
28		BT46	3,1	12,8	500-550
29		BT25Y	5,0	13,0	500-550
30		BT3-1	5,1	10,8	400-450

Таблица 3.2.2

Химический состав и рабочие температуры жаропрочных титановых сплавов

Рабочая температура, °C	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{нр}}$, %	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{нр}}$, %
400-450	10,0-10,5	3,5-6,0
450-500	10,5-11,5	1,5-4,0
500-550	12,0-13,0	2,5-5,5
550-600	13,5-15,5	1,0-2,5

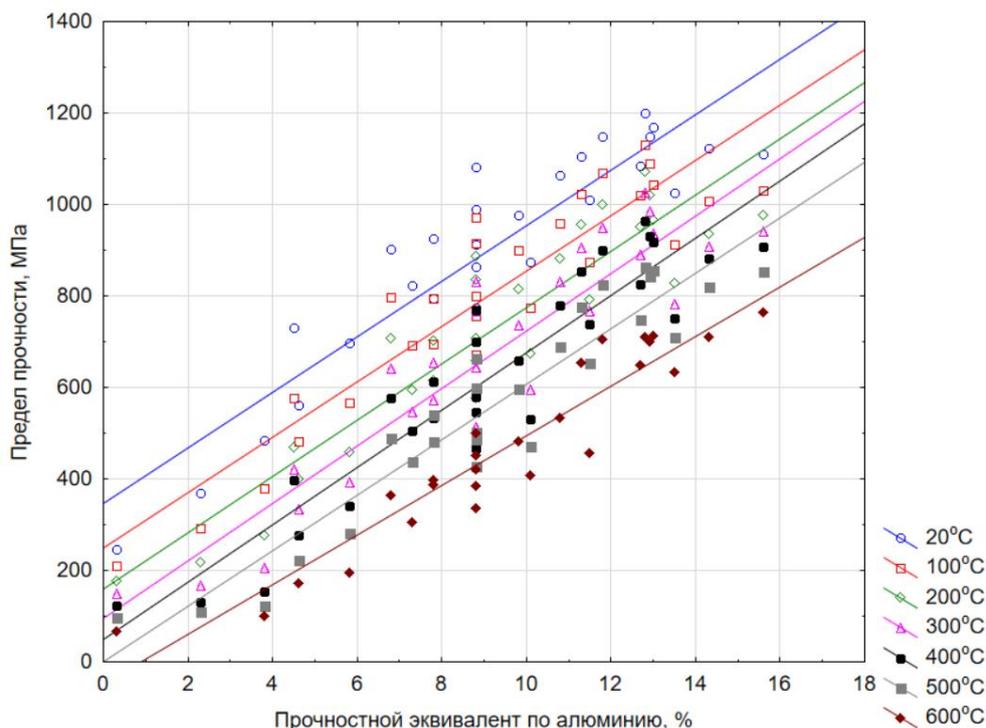


Рис. 3.2.1. Зависимость предела прочности отожженных прутков и листов из α -, псевдо α - и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов от прочностного эквивалента по алюминию при различных температурах.

Таблица 3.2.3

Результаты регрессионного анализа зависимости предела прочности прутков и листов от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену при различных температурах для α -, псевдо α - и $\alpha+\beta$ -сплавов

№	Температура испытания, °C	Регрессионная модель	R	S*, МПа
1	20	$\sigma_B = 235 + 60[Al]_{\text{экв}}^{np} + 50 [Mo]_{\text{экв}}^{np}$	0,96	35
2	100	$\sigma_B = 200 + 56[Al]_{\text{экв}}^{np} + 36 [Mo]_{\text{экв}}^{np}$	0,97	20
3	200	$\sigma_B = 170 + 52[Al]_{\text{экв}}^{np} + 34 [Mo]_{\text{экв}}^{np}$	0,97	25
4	300	$\sigma_B = 150 + 50[Al]_{\text{экв}}^{np} + 33 [Mo]_{\text{экв}}^{np}$	0,96	25
5	400	$\sigma_B = 120 + 49[Al]_{\text{экв}}^{np} + 30 [Mo]_{\text{экв}}^{np}$	0,96	20
6	500	$\sigma_B = 90 + 46[Al]_{\text{экв}}^{np} + 23 [Mo]_{\text{экв}}^{np}$	0,96	25
7	600	$\sigma_B = 70 + 40[Al]_{\text{экв}}^{np} + 12 [Mo]_{\text{экв}}^{np}$	0,95	25

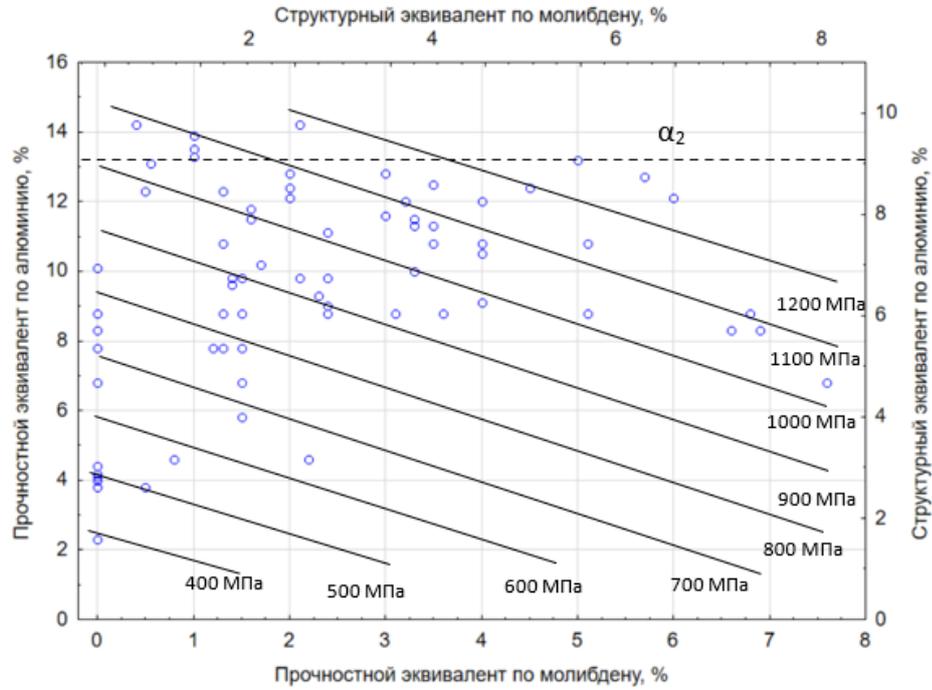
Модели, приведенные в табл. 3.2.3, дают возможность оценить среднее типичное значение предела прочности титановых сплавов при различных

температурах в зависимости от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену. На основе проведенных исследований были построены прочностные диаграммы в координатах «Эквивалент по алюминию – эквивалент по молибдену» при разных температурах (рис 3.2.2). Они позволяют проводить моделирование состава сплава с заданным уровнем прочности при температурах 20-600°С. Для получения заданного уровня прочностных свойств с увеличением β -стабилизаторов необходимо меньшее количество эквивалентных алюминию элементов. Так, например, для обеспечения при комнатной температуре $\sigma_B \approx 900$ МПа сплав должен иметь $[Al]_{экв}^{np} \approx 10,0\%$ и $[Mo]_{экв}^{np} \approx 1,5\%$ или $[Al]_{экв}^{np} \approx 6,0\%$ и $[Mo]_{экв}^{np} \approx 6,0\%$. При 300°С такому химическому составу соответствует предел прочности $\sigma_B \approx 650 \div 700$ МПа.

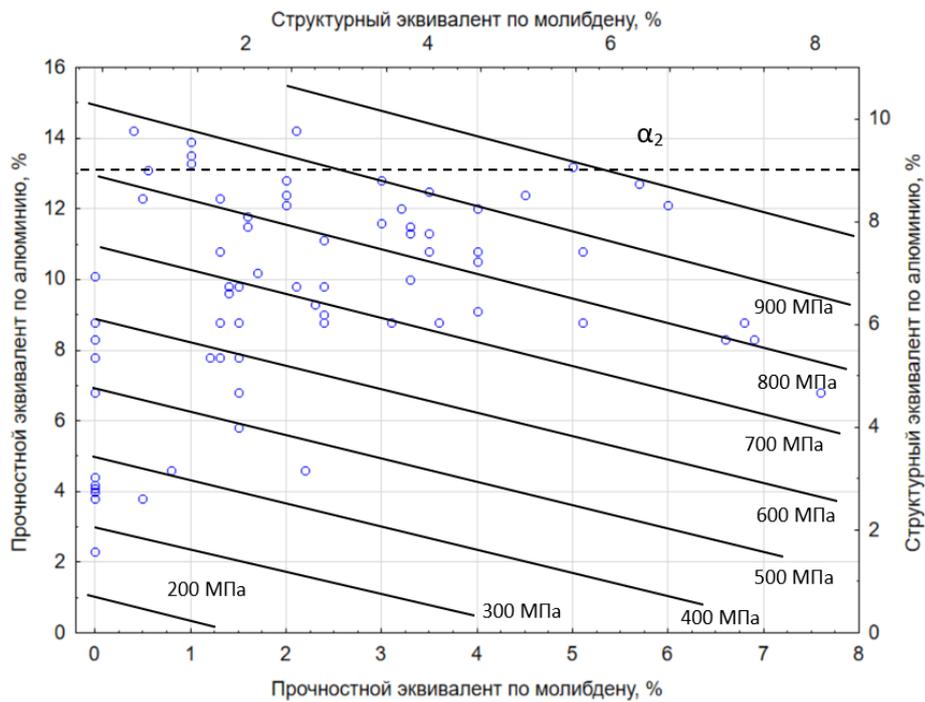
В работе была проведена проверка предложенных моделей, которая показала удовлетворительное соответствие расчетных и реальных значений механических свойств исследованных полуфабрикатов из титановых сплавов. В зависимости от температуры испытания статистические ошибки составляют от 20 до 35 МПа и сопоставимы с технологическим разбросом, гарантируемым нормативной документацией [75, 76]. Некоторые отклонения расчетных значений от фактических могут быть связаны с различными факторами, например с тем, что при расчете эквивалентов по алюминию было принято содержание примесей $[Al]_{экв}^{np} = 3,8\%$. Действительные значения эквивалентов могут быть значительно меньше, если сплавы были изготовлены из титановой губки высокой чистоты, или наоборот больше, если слитки были дополнительно легированы кислородом и углеродом.

Необходимо отметить, что кратковременная прочность не может быть единственной количественной характеристикой жаропрочности титановых сплавов, так как механические свойства при повышенных температурах сильно зависят от скорости деформации и времени действия нагрузки. Основными характеристиками жаропрочности являются длительная прочность и предел ползучести, которые, как и предел прочности, могут значительно колебаться в

зависимости от химического и фазового состава сплавов, структуры полуфабрикатов, вида и режимов горячей обработки давлением и термической обработки.



а



б

Рис. 3.2.2 Прочностные диаграммы при 20°C (а) и 300°C (б).

Глава 4. Статистические исследования влияния химического состава и структуры на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V

Обзор литературных данных показал, что сплавы типа Ti-6Al-4V наиболее широко применяемые в мире. При этом для различных применений разработано несколько десятков композиций этих сплавов, которые отличаются друг от друга требованиями к содержанию алюминия, ванадия и примесей (кислорода, азота, углерода, железа, кремния). Как известно, свойства материала определяются не только его химическим составом, но и структурой, которая формируется на всех стадиях изготовления полуфабрикатов. При этом начальные стадии переработки, связанные с деформацией слитка, могут оказывать наследственное влияние на свойства готового полуфабриката. Поэтому при изготовлении ответственных деталей, например дисков, техпроцесс разбивают на два этапа: 1) создание промежуточной заготовки путемковки слитка с большими степенями деформации; 2) получение штампованной поковки нужной формы. Последующая термическая обработка не меняет структуру, сформировавшуюся в процессе деформации.

В главе 4 обобщены результаты статистических исследований химического состава и механических свойств прутков из сплавов ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч, Grade 5, Grade 23 и поволоков дисков из сплава ВТ6, изготовленных по промышленным технологиям. Структура этих полуфабрикатов после термической обработки, режимы которых лежали в пределах нормативной документации, соответствовала требованиям ОСТ. Для получения большего разнообразия типов структуры были также исследованы катаные прутки сплава ВТ6 после деформации в различных температурных областях и разных видов отжига, режимы которых выходят за рамки ОСТ.

4.1. Прогнозирование механических свойств прутков из сплавов типа Ti-6Al-4V в зависимости от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену при температурах 20-600°С

В работах [73; 74] для оценки стандартных механических свойств деформируемых полуфабрикатов из α -, псевдо α , $\alpha+\beta$ -сплавов (после простого отжига по стандартным режимам) были предложены следующие соотношения (с доверительной вероятностью 0,95):

$$\sigma_B^{расч} = \sigma_0 + (60 \pm 5)[Al]_{экв}^{np} + (50 \pm 5)[Mo]_{экв}^{np} \quad (4.1.1)$$

$$\delta^{расч} = \delta_0 - (1,5 \pm 0,5)[Al]_{экв}^{np} - (0,75 \pm 0,25)[Mo]_{экв}^{np} \quad (4.1.2)$$

$$\psi^{расч} = \psi_0 - (2,5 \pm 0,5)[Al]_{экв}^{np} + (0,5 \pm 0,2)[Mo]_{экв}^{np} \quad (4.1.3)$$

$$KCU^{расч} = KCU_0 - (0,10 \pm 0,02)[Al]_{экв}^{np} - (0,09 \pm 0,02)[Mo]_{экв}^{np} \quad (4.1.4)$$

Свободные члены σ_0 , δ_0 , ψ_0 , KCU_0 зависят от типа полуфабриката и конкретной технологии его изготовления, и могут быть определены на основе данных статистического контроля. Из соотношений (4.1.1-4.1.4) следует, что в интервале $[Al]_{экв}^{np} \approx 1-13\%$, $[Mo]_{экв}^{np} \approx 0-10\%$ повышение концентрации легирующих элементов приводит к росту предела прочности при одновременном снижении характеристик пластичности и ударной вязкости. Вместе с тем в ряде работ, например в монографии [26, с. 193] было показано, что в сплавах системы Ti-6Al-4V (после отжига при 800°С) легирование ванадием с 0 до 6 % приводит к существенному повышению предела прочности с 750 до 950 МПа без падения характеристик пластичности, которые сохраняются на уровне $\delta=12-15\%$, $\psi=40-42\%$ при комнатной температуре. По данным монографии [8, с.110] увеличение содержания ванадия на 1,0% в пределах марочного состава сплава ВТ6 приводит к повышению δ на $\sim 0,4\%$, ψ на $\sim 2,0\%$ и ударной вязкости на $\sim 0,1$ МДж/м².

Цель данного этапа исследования состояла в уточнении свободных членов и факторных коэффициентов регрессии в соотношениях (4.1.1-4.1.4) для оценки механических свойств прутков из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V при

температурах 20-600°C. Статистические массивы и интервалы изменения исследованных факторов приведены в табл. 4.1.1.

Таблица 4.1.1

Интервалы изменения исследованных факторов

№	Фактор	Статистический массив			
		Кованые прутки Ø 14 мм из сплавов ВТ6, ВТ6С, Grade 5, Grade 23	Катаные прутки Ø 15-150 мм из сплава ВТ6	Прессованные прутки Ø14-40 мм из сплава ВТ6	Кованые прутки Ø70-90 мм из сплава Grade 5
1	Al, %	5,64-6,80	5,5-6,8	6,0-6,75	5,8-6,5
2	V, %	3,7-4,4	3,5-5,1	3,6-4,6	3,7-4,5
3	Fe, %	0,06-0,28	0,10-0,40	0,09-0,26	0,13-0,3
4	Si, %	0,03-0,09	0,01-0,10	0,03-0,18	-
5	C, %	0,02-0,03	0,02-0,11	0,01-0,05	0,01-0,04
6	O, %	0,05-0,21	0,04-0,21	0,06-0,17	0,12-0,20
7	N, %	0,01-0,03	0,005-0,05	0,01-0,05	0,008-0,050
8	H, %	0,003-0,009	0,003-0,0085	0,003-0,012	0,004-0,010
11	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{np}}$, %	7,5-12,2	8,1-11,8	7,8-12,0	8,9-11,0
12	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}}$, %	2,3-2,9	2,3-3,2	2,3-3,0	2,4-3,0
13	σ_B , МПа	830-1110	940-1100	978-1068	922-1069
14	$\sigma_{0,2}$, МПа	839-995	-	-	894-1030
15	δ , %	10,0-20,0	10,0-20,0	10,8-18,0	11,2-24,0
16	ψ , %	30,0-55,0	24,0-48,0	31,4 - 51,1	27,0-49,0
17	KCU, МДж/м ²	0,43-1,2	0,31-0,77	0,41-1,03	-
18	a_a , МКМ	-	5,7-6,3	-	-
19	b_a , МКМ	2,1-7,9	3,5-4,8	-	-
20	$t_{\text{отж}}$, °C	750-850	750-850	750-850	800-850

На первом этапе была проведена ориентировочная теоретическая оценка σ_0 для отожженных прутков сплава ВТ6, используя требования ГОСТ и ОСТ (табл. 4.1.1), по соотношению:

$$\sigma_0 = \sigma_B - 60[Al]_{\text{экв}}^{\text{np}} - 50[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}}, \quad (4.1.5)$$

где σ_B – гарантированный предел прочности сплава по ГОСТ и ОСТ. Эквиваленты по алюминию и молибдену для сплава ВТ6 были рассчитаны по среднему классическому составу (Ti-6Al-4V): $[Al]_{\text{экв}}^{\text{np}} = 9,8\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}} = 2,4\%$. Из табл. 4.1.1 следует, что в зависимости от диаметра прутка и направления вырезки

параметр σ_0 должен изменяться от ~ 235 до ~ 270 МПа, что соответствует пределу прочности титана высокой чистоты [18, 21].

Таблица 4.1.1

Теоретическая оценка параметра σ_0 для прутков сплава ВТ6

Полуфабрикат	Ø, мм	Направление	σ_b , МПа		σ_0 , МПа	НД
			требования НД	среднее по НД		
Пруток катаный	10-60	продольное	905 - 1050	977,5	270	ОСТ1 90173-75
Пруток катаный повышенного качества	10-100	продольное	905 - 1050	977,5	270	ГОСТ 26492-85
	100-150	продольное	835-1050	942,5	235	
Пруток катаный крупногабаритный	65-100	продольное	905 - 1050	977,5	270	ОСТ1 90266-86
	≥ 110	продольное	835-1050	942,5	235	
Пруток кованый для обработки давлением	140-250	поперечное	835-1050	942,5	235	ОСТ1 90107-73
		тангенциальное	885-1050	967,5	260	

На втором этапе была проведена первичная статистическая обработка результатов механических испытаний (табл. 4.1.2 и 4.1.3). Со статистической точки зрения химический состав и механические свойства прутков из сплавов типа Ti-6Al-4V могут изменяться в следующих пределах (указан трехсигмовый интервал): прочностной эквивалент по алюминию от $\sim 7,5$ до $\sim 12,5\%$, по молибдену от $\sim 2,3$ до $\sim 3,5\%$, временное сопротивление разрыву от ~ 800 до ~ 1150 МПа, относительное удлинение от ~ 7 до $\sim 25\%$, поперечное сужение от ~ 22 до $\sim 57\%$, ударная вязкость от $\sim 0,3$ до $\sim 1,2$ МДж/м². Механические свойства катаных и прессованных прутков более однородны по сравнению с коваными (табл. 4.1.3). Так, стандартное отклонение для предела прочности кованых прутков $S=38-48$ МПа, в то время как для катаных и прессованных $S=31-33$ МПа. Для относительного удлинения и поперечного сужения кованых прутков $S=1,6-2,9\%$ и $S=3,8-7,0\%$ соответственно, а прессованных и катаных $1,5\%$ и $3,5-4,2\%$. Для ударной вязкости $S=0,13-0,14$ МДж/м² (кованые прутки), $S=0,08-0,11$ МДж/м² (катаные и прессованные прутки).

Таблица 4.1.2

Прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену прутков из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V

Полуфабрикат	[Al] _{экв} ^{пр} , %		[Mo] _{экв} ^{пр} , %	
	среднее	S*	среднее	S*
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава BT6	9,5	0,68	2,7	0,13
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава BT6C	9,0	0,38	2,7	0,09
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава Grade 5	9,6	0,72	2,8	0,15
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава Grade 23	8,8	0,35	2,6	0,09
Катаные прутки Ø 15-50 мм из сплава BT6	10,4	0,71	2,6	0,17
Прессованные прутки Ø14-40 мм из сплава BT6	9,38	0,4	3,03	0,11
Кованые прутки Ø70-90 мм из сплава Grade 5	10,2	0,48	2,7	0,17

Примечание: *S – стандартное отклонение.

Таблица 4.1.3

Механические свойства прутков из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V после отжига при 750-850°C

Полуфабрикат	σ _b , МПа		δ, %		ψ, %		КСУ, МПа/м ²	
	среднее	S*	среднее	S*	среднее	S*	среднее	S*
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава BT6	998	48	13,0	1,8	40,0	5,2	0,7	0,14
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава BT6C	910	38	13,0	1,6	43,0	3,8	0,8	0,13
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава Grade 5	1033	48	13,0	1,8	43,0	7,0	-	-
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава Grade 23	898	41	14,4	2,8	38,0	6,8	-	-
Катаные прутки Ø 15-50 мм из сплава BT6	1002	33	16,0	1,5	39,0	4,2	0,47	0,08
Прессованные Ø14-40 мм из сплава BT6	1014	31	14,0	1,5	39,0	3,5	0,56	0,11
Кованые прутки Ø70-90 мм из сплава Grade 5	1011	40	13,3	1,9	34,5	6,1	-	-

Примечание: *S – стандартное отклонение

Механические свойства титановых сплавов в большой степени зависят не только от химического состава, но и от типа и параметров структуры, а также от вида и габаритов полуфабриката. По данным монографий [8, 26, 39] с увеличением сечения полуфабриката наблюдается тенденция к уменьшению прочностных и пластических характеристик, что нашло отражение в гарантированных свойствах на различные полуфабрикаты (табл. 4.1.1). Поэтому для различных статистических

массивов были проанализированы парные корреляционные связи механических свойств не только с эквивалентами по алюминию и молибдену, но и с диаметром прутка и параметрами структуры.

По данным металлографического анализа катаные и прессованные прутки имели преимущественно глобулярную, переходную или смешанную структуры. Глобулярная и переходная типы структуры относятся к 2 – 5 баллам по стандартной 9-типной шкале микроструктур [39, 72]. Переходная структура представлена несколько удлиненными и частично искривленными частицами (зернами) α -фазы с прослойками β -фазы. Смешанная структура имеет участки глобулярного и пластинчатого строения α -фазы. Границы исходного β -зерна отсутствуют, но при этом наблюдается наличие отдельных колоний α -пластин.

Кованые прутки имели преимущественно переходную, корзинчатую и пластинчатую структуры, которые относятся к 4 – 6 типу по стандартной 9-типной шкале микроструктур. Пластинчатая структура представлена β -зернами, по границе которых наблюдается оторочка α -фазы, а внутри зерна расположены колонии α -пластин.

В табл. 4.1.4 для примера приведена корреляционная матрица для катаных прутков диаметром 15-150 мм из сплава ВТ6. По данным корреляционного анализа тип структуры (глобулярная, переходная или смешанная) и размеры структурных составляющих в исследованных пределах слабо влияют на механические свойства прутков (коэффициенты корреляции R менее 0,3), что, скорее всего, связано с небольшими интервалами их изменения.

Таблица 4.1.4

Корреляционная матрица* для катаных прутков диаметром 15-150 мм из сплава ВТ6

Факторы	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$	a_{α}	b_{α}	Диаметр прутка
$\sigma_{\text{в}}$	0,68	0,65	-0,15	-0,12	-0,45
δ	-0,52	-0,28	0,16	0,13	-0,67
ψ	-0,45	-0,25	0,12	0,14	-0,66
KCU	-0,63	-0,3	0,11	0,11	-0,38

Примечание: * жирным шрифтом выделены значимые коэффициенты парной корреляции.

Значимое влияние диаметра прутка на уровень механических свойств было обнаружено только для массива, содержащего катаные прутки \varnothing 15-150 мм (табл. 4.1.4). Было установлено, что увеличение диаметра с 15 до 150 мм приводит к снижению исследованных свойств. В тоже время для катаных прутков \varnothing 15-50 мм, 50-100 мм, 100-150 мм, а также прессованных \varnothing 14-40 мм и кованных прутков \varnothing 70-90 мм изменение габаритов прутка незначительно (коэффициенты корреляции R менее 0,2).

На основе проведенных исследований было установлено, что предел прочности в большей степени зависит от степени легирования сплава по сравнению с другими свойствами (табл. 4.1.4, рис. 4.1.1 и 4.1.2). Характеристики пластичности и ударной вязкости значимо зависят от содержания элементов, эквивалентных алюминию ($R = -0,45 \div -0,63$), но практически не зависят от эквивалента по молибдену ($R \leq 0,3$). Это связано с тем, что единственным легирующим элементом в сплавах типа Ti-6Al-4V, относящимся к β -стабилизаторам, является ванадий.

Благоприятное влияние ванадия на пластические свойства может быть связано с его специфическим воздействием на параметры решетки α -титана [26]. Большинство легирующих элементов (Al, Cr, Mn, Fe и др.) увеличивает соотношение осей c/a титана и приближает его к теоретическому значению 1,633, что затрудняет скольжение по призматическим плоскостям и снижает пластичность. Ванадий, наоборот, уменьшает c/a и повышает способность α -фазы к пластической деформации. Кроме ванадия, в сплаве, как примесь, может присутствовать железо (менее 0,25-0,6% в зависимости от нормативных требований). Железо является сильным β -упрочняющим элементом, существенно снижающим пластичность титана. Однако, как было установлено, влияние Fe на пластические свойства сплава Ti-6Al-4V при содержаниях менее 0,4% (или $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}} < 1,0\%$) незначительно.

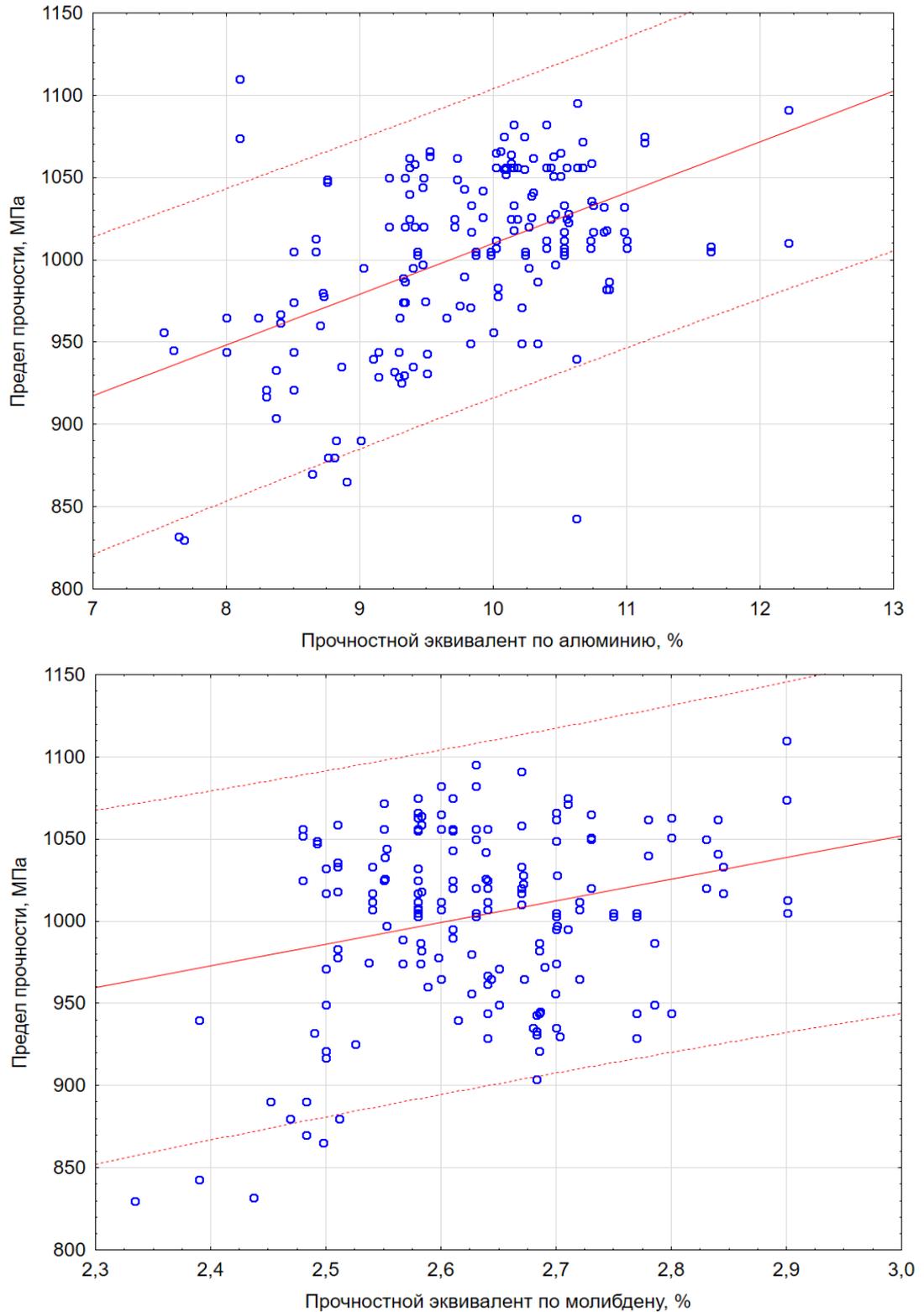


Рис. 4.1.1. Зависимость предела прочности кованых прутков диаметром 14 мм из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену (после отжига при 750-850°C, охлаждение на воздухе).

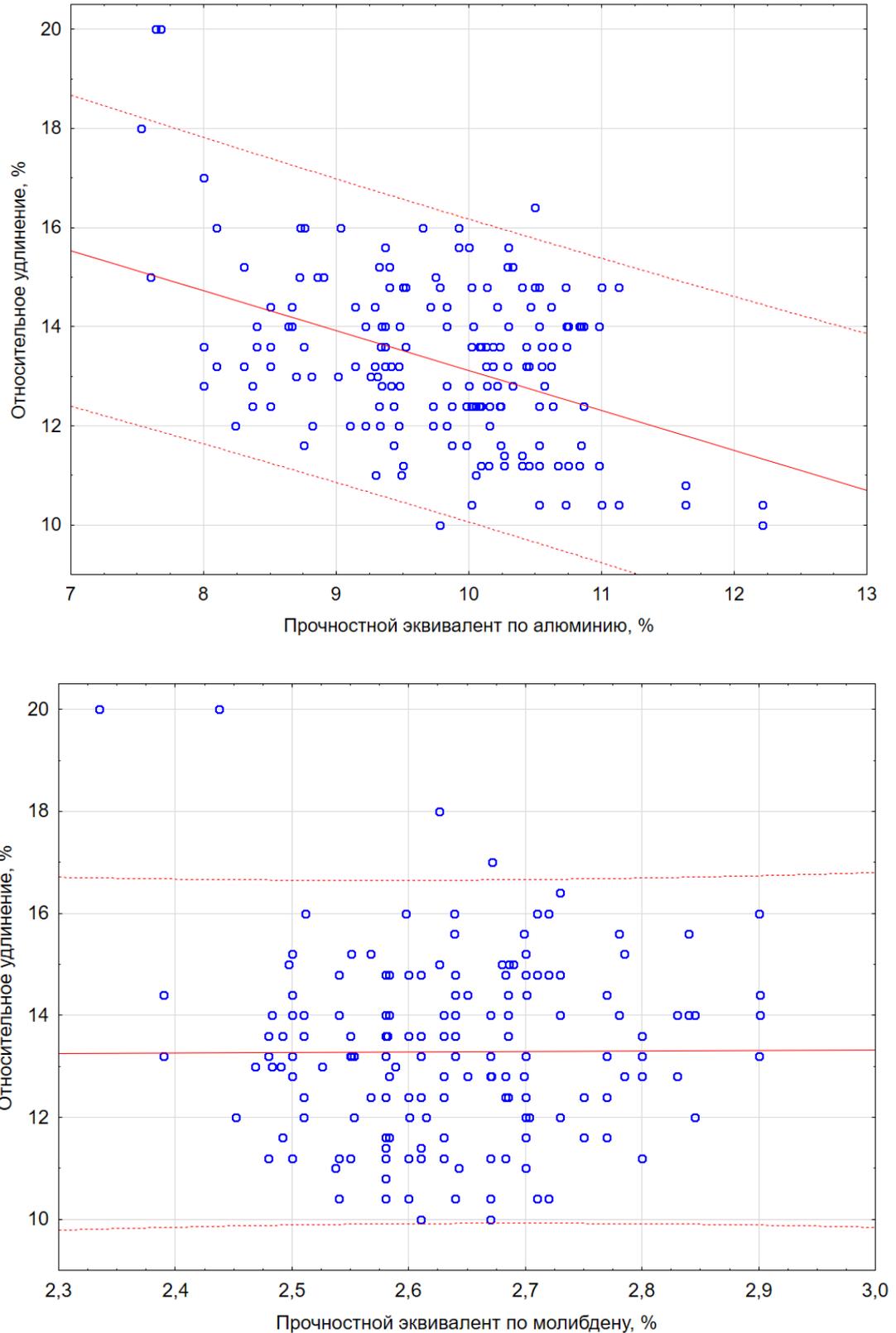


Рис. 4.1.2. Зависимость относительного удлинения кованных прутков диаметром 14 мм из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену (после отжига при 750-850°C, охлаждение на воздухе).

На основе регрессионного анализа было установлено, что коэффициенты упрочнения ~ 60 и ~ 50 МПа/% в соотношениях (4.1.1) являются статистически устойчивыми для всех исследованных прутков и не зависят от вида деформации (ковка, прокатка или прессование), так что соотношение (4.1.1) можно использовать для прогнозирования предела прочности катаных, кованых и прессованных прутков из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V (после простого отжига).

Так как изменение прочностного эквивалента по молибдену в статистическом интервале легирования, равном 2,3 – 3,5%, не влияет на характеристики пластичности и ударной вязкости сплава Ti-6Al-4V, то их можно оценить с помощью соотношений:

$$\delta^{расч} = \delta_0 - (1,5 \pm 0,5)[Al]_{экв}^{np} \quad (4.1.6)$$

$$\psi^{расч} = \psi_0 - (2,5 \pm 0,5)[Al]_{экв}^{np} \quad (4.1.7)$$

$$KCU^{расч} = KCU_0 - (0,11 \pm 0,05)[Al]_{экв}^{np} \quad (4.1.8)$$

Свободные члены σ_0 , δ_0 , ψ_0 , KCU_0 для прутков, полученных различными способами, приведены в табл. 4.1.5. Значения свободного члена σ_0 в соотношении (4.1.1), очень близки к его теоретической оценке (табл. 4.1.1).

Таблица 4.1.5

Значения свободных членов в соотношениях (4.1.1), (4.1.6), (4.1.7), (4.1.8) для прутков из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V после отжига при 750-850°C с охлаждением на воздухе

Полуфабрикат	Диаметр прутка, мм	σ_0 , МПа	δ_0 , %	ψ_0 , %	KCU_0 , МДж/м ²
Кованый пруток	14	280	28	65	1,7
	70-90	270	26	60	1,7
Катаный пруток	15-50	260	32	65	1,7
	50-100	260	30	63	1,6
	100-150	255	25	60	1,5
Прессованный пруток	14-40	300	30	65	1,7

Модели (4.1.1), (4.1.6) – (4.1.8) пригодны для ориентировочной прогнозной оценки среднестатистических значений механических свойств (при комнатной температуре) прутков сплава Ti-6Al-4V с ошибками, определяемыми существующим уровнем производства полуфабрикатов, и доверительной

вероятностью 0,95. Статистические ошибки составляют 35 МПа для предела прочности, 2,0 % для относительного удлинения, 5,0 % для поперечного сужения, 0,15 МДж/м² для ударной вязкости. Проверка предложенных моделей показала удовлетворительное соответствие расчетных и реальных значений механических свойств исследованных полуфабрикатов (табл. 4.1.6).

На следующем этапе исследования было проведено прогнозирование температурной зависимости прутков сплава ВТ6 с разной степенью легирования от температуры испытания по соотношению (3.1.3).

Соотношение (3.1.3) позволяет проводить прогнозирование предела прочности отожженных прутков при температурах 20-600°С, если известно значение предела прочности при комнатной температуре.

Таблица 4.1.6

Сравнение фактических и расчетных значений механических свойств (при комнатной температуре) прутков из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V после отжига при 750-850°С

Полуфабрикат	σ_b , МПа		δ , %		ψ , %		КСУ, МПа/м ²	
	факт	расчет	факт	расчет	факт	расчет	факт	расчет
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава ВТ6	998	985	13,0	13,75	44,0	41,25	0,70	0,655
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава ВТ6С	910	955	13,0	14,5	43,0	42,5	0,80	0,710
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава Grade 5	1033	996	13,0	13,6	43,0	41,0	-	0,644
Кованые прутки Ø 14 мм из сплава Grade 23	898	938	14,4	14,8	38,0	43,0	-	0,732
Катаные прутки Ø 15-50 мм из сплава ВТ6	1002	1014	16,0	16,4	39,0	39,0	0,47	0,550
Прессованные прутки Ø14-40 мм из сплава ВТ6	1014	1014,3	13,0	15,93	39,0	41,55	0,46	0,6682
Кованые прутки Ø70-90 мм из сплава Grade 5	1011	1017	14,3	10,7	34,5	34,5	-	0,578

На рис. 4.1.3 для примера приведены температурные зависимости предела прочности катаных прутков диаметром 15-50 мм из сплава ВТ6, легированного по нижней границе ($[Al]_{\text{экс}}^{np}=8,5\%$, $[Mo]_{\text{экс}}^{np}=2,0\%$); по середине ($[Al]_{\text{экс}}^{np}=10,5\%$, $[Mo]_{\text{экс}}^{np}$

=2,6%) и верхней границе 3σ -интервала ($[Al]_{\text{экв}}^{\text{np}}=12,5\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}}=3,2\%$), а также указаны требования ОСТ1 9006-86. Легирование по нижнему пределу может приводить к появлению значений, не удовлетворяющих нормативным требованиям. Так что полученные результаты можно использовать не только для прогнозирования свойств, но и для корректировки расчетного содержания легирующих элементов и примесей, обеспечивающего регламентируемый уровень механических свойств прутков.

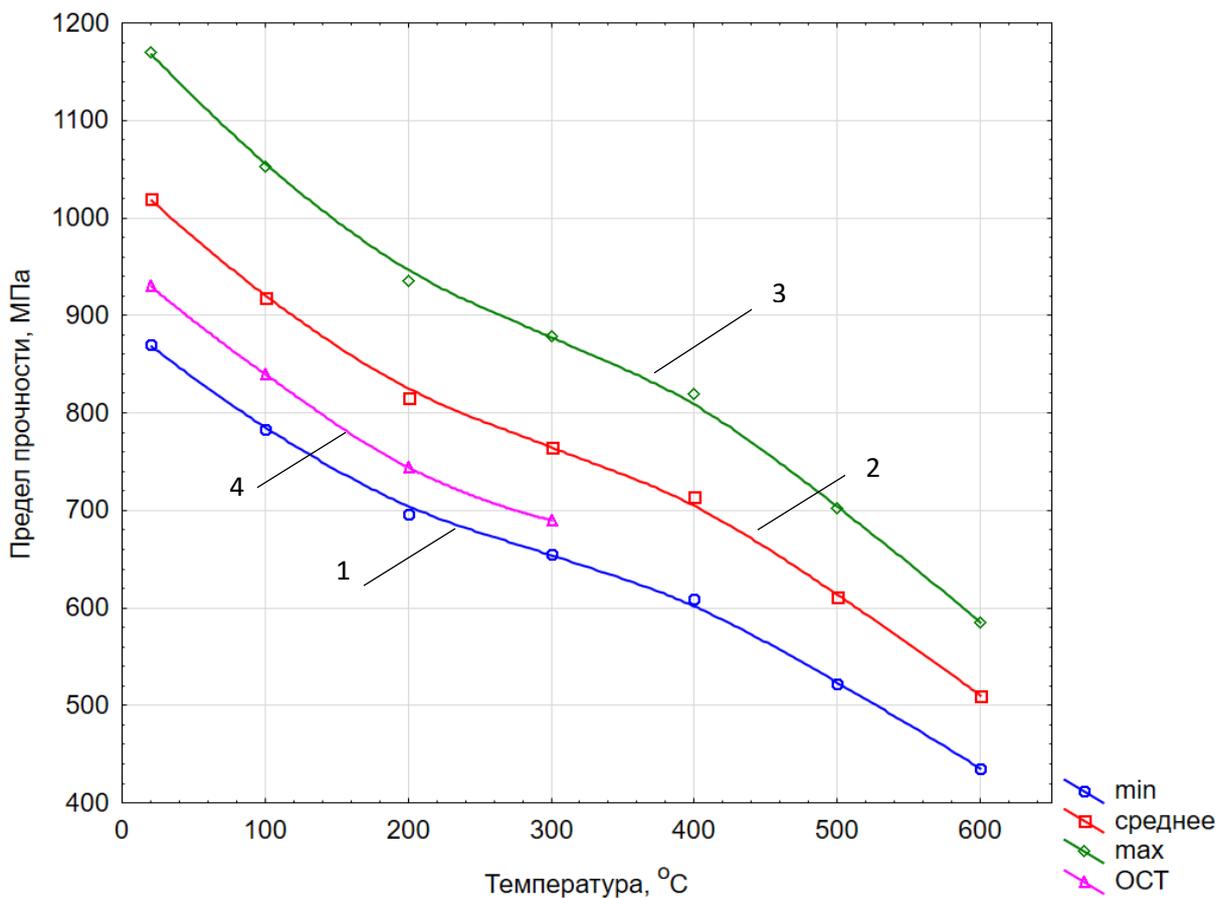


Рис. 4.1.3. Температурная зависимость предела прочности прутков диаметром 15-50 мм из сплава ВТ6, легированного по нижней границе 3σ -интервала $[Al]_{\text{экв}}^{\text{np}}=8,5\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}}=2,0\%$ (1); по середине $[Al]_{\text{экв}}^{\text{np}}=10,5\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}}=2,6\%$ (2) и верхней границе 3σ -интервала $[Al]_{\text{экв}}^{\text{np}}=12,5\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{np}}=3,2\%$ (3); кривая 4 — минимальные требования по ОСТ1 9006-86.

4.2. Исследование закономерностей влияния типа и параметров структуры на механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V на основе литературных данных

На данном этапе исследований были обобщены опубликованные отечественные и зарубежные сведения, а также результаты исследований, приведенные в диссертациях и авторефератах, отчетах по НИР, проведенных в Ступинском филиале МАТИ в 1980-1990-х гг. Часть исходных данных, использованных для анализа, приведена в табл. 1.7.11 -1.7.16 и на рис. 1.7.15-1.7.19.

На рис. 4.2.1 сопоставлены механические свойства прутков, плит, поковок и штамповок из сплавов ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч, Ti-6Al-4V с глобулярной и пластинчатой структурами по результатам испытаний на растяжение при комнатной температуре. При построении этих зависимостей не учитывалось, каким образом был достигнут тот или иной уровень прочности: разной степенью легирования, различной степенью проработки металла при пластической деформации, различными режимами отжига или упрочняющей термической обработки. С повышением прочности наблюдается снижение пластичности и для для глобулярной, и для пластинчатой структуры. Но при одинаковом уровне прочности сплавы с глобулярной структурой имеют в среднем более высокие значения характеристик пластичности по сравнению с пластинчатой структурой: на ~4-5% для относительного удлинения, ~15-16% для поперечного сужения. При постоянном уровне пластичности наблюдаются более высокие значения прочности для образцов с глобулярной структурой. Сопоставление свойств полуфабрикатов из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V показало, что они укладываются в общую полосу разброса, так что нет оснований считать какой-сплав лучше другого, по крайней мере, по характеристикам испытаний гладких образцов на растяжение при комнатной температуре.

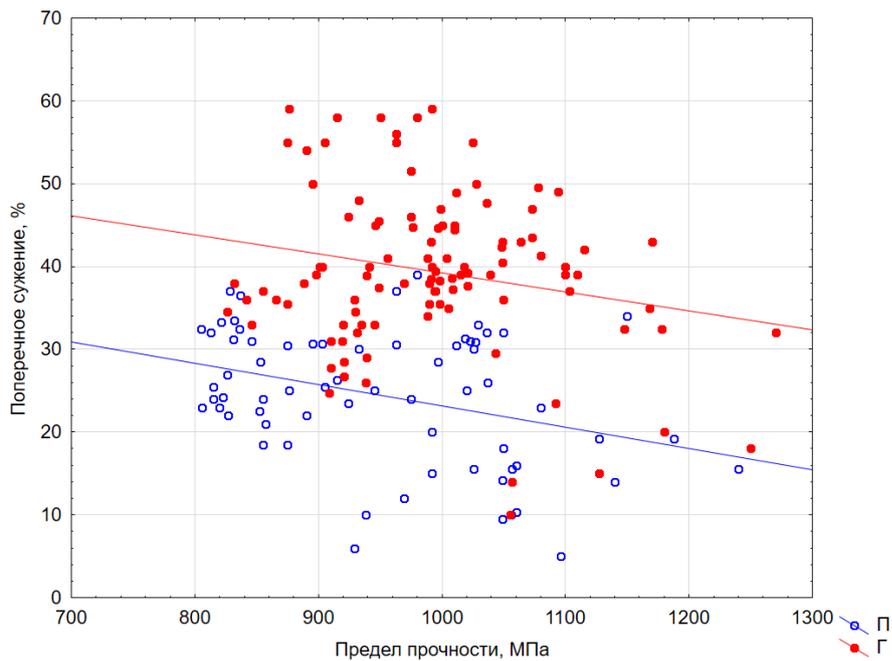
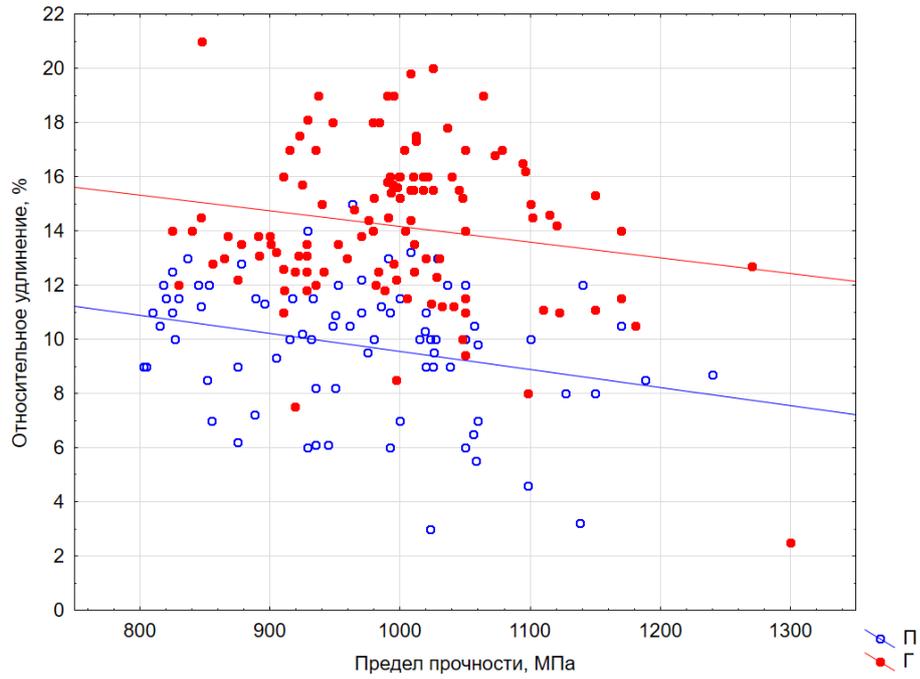


Рис. 4.2.1. Зависимость относительного удлинения и поперечного сужения от предела прочности сплавов ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч, Ti-6Al-4V с глобулярной (Г) и пластинчатой (П) структурами по литературным данным [8; 9; 15, стр. 428, 458; 18, 21; 26, стр. 214; 36, стр. 538; 38; 39, стр. 247; 42, стр. 1785; 43, стр. 187; 44, стр. 1155; 85, стр. 421; 96, 102-107; 108, стр. 1931; 109-112]; различная термическая обработка.

Из рис. 4.2.1 следует, что в некоторых случаях свойства одинаковы для образцов с глобулярной и пластинчатой структурами. Эти значения лежат в полосе между линиями Г и П. Это может быть связано с тем, что при построении графиков не учитывался размер структурных составляющих. По данным Бруна М.Я. с соавторами образцы с тонкой пластинчатой структурой могут иметь более высокую прочность и пластичность по сравнению с крупной глобулярной [2].

В настоящей работе были обобщены литературные данные по влиянию параметров пластинчатой и глобулярной структуры на свойства из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V. Различные параметры пластинчатой структуры были получены путем изменения термомеханических параметров горячей обработки давлением (ковка, штамповка, прокатка) и режимов термической обработки при температурах β -области. По литературным данным для разных полуфабрикатов с глобулярной структурой размер глобулей α -фазы изменялся от 2 до 20 мкм [43, стр. 187; 99; 102; 104; 106; 108, стр. 1931; 112]. Для пластинчатой структуры размер β -зерна D изменялся от 45 до 1000 мкм, размер колоний пластин α -фазы d от 20 до 200 мкм, толщина пластин b от 1,5 до 20 мкм, при этом наблюдается взаимосвязь между этими параметрами: увеличение размера колоний с ростом β -зерна и утолщение α -пластин с возрастанием размера колоний (рис. 4.2.2) [15, стр. 428, стр. 441; 44, стр. 1163; 96; 99; 102-105, 109; 110; 112]. Исследованные параметры структуры в основном сопоставимы с данными для сплавов VT3-1 и VT9, приведенными в работах [2, 38].

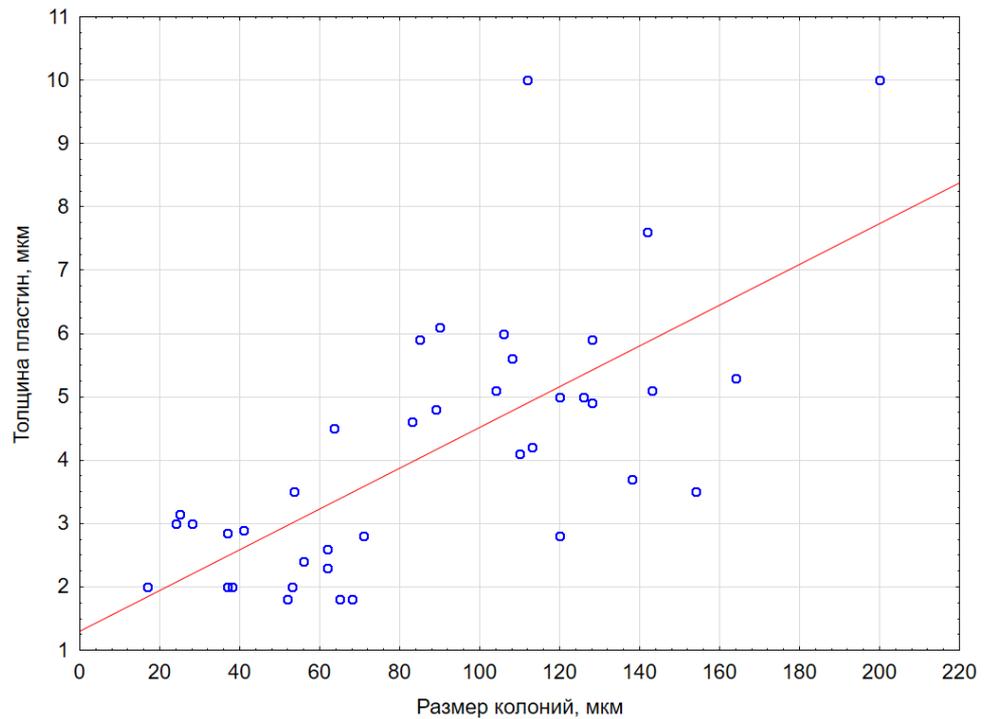
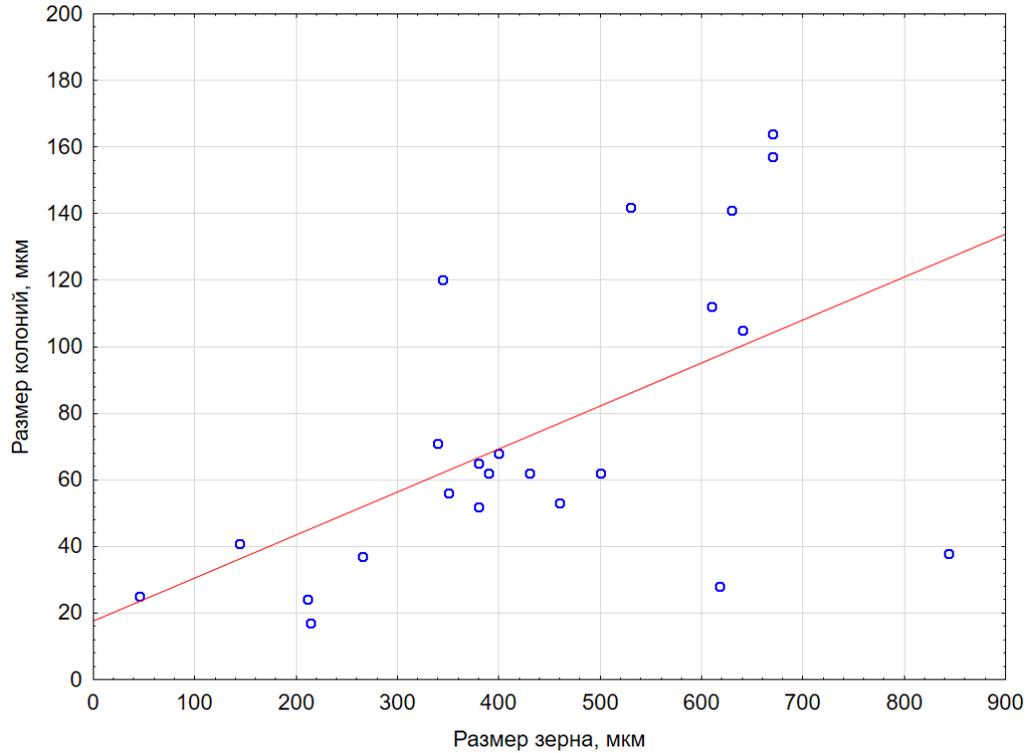


Рис. 4.2.2. Взаимосвязь параметров пластинчатой структуры сплавов ВТ6, ВТ6ч, Ti-6Al-4V по литературным данным [15, стр. 428, стр. 441; 44, стр. 1163; 96; 99; 102-105, 109; 110; 112]; различная термическая обработка.

На рис. 4.2.3 и 4.2.4 приведены зависимости предела прочности, относительного удлинения и поперечного сужения от размера β -зерна, размера α -колоний и толщины α -пластин сплавов ВТ6, ВТ6ч, Ti-6Al-4V после разных видов отжига и упрочняющей термической. Полученные данные показывают, что увеличение любого параметра пластинчатой структуры приводит к снижению всех исследованных механических свойств. В отличие от работ Бруна М.Я. не была обнаружена восходящая ветвь относительного удлинения и поперечного сужения в интервале $d < 25-40$ мкм, $b < 2,5-3,5$ мкм.

На рис. 4.2.5 приведены зависимости предела прочности, относительного удлинения и поперечного сужения от размера α -глобулей сплавов ВТ6, ВТ6ч, Ti-6Al-4V после разных видов отжига и упрочняющей термической обработки. Увеличение размера глобулей с ~ 2 до 8 мкм приводит к снижению предела прочности в среднем с 1100 до 950 МПа и росту относительного удлинения с 10 до 15%, поперечного сужения с 25 до 40 %. Дальнейшее увеличение размера глобулей с 8 до 20 мкм не сопровождается изменением свойств, что соответствует закономерностям Бруна М.Я. [2, 38].

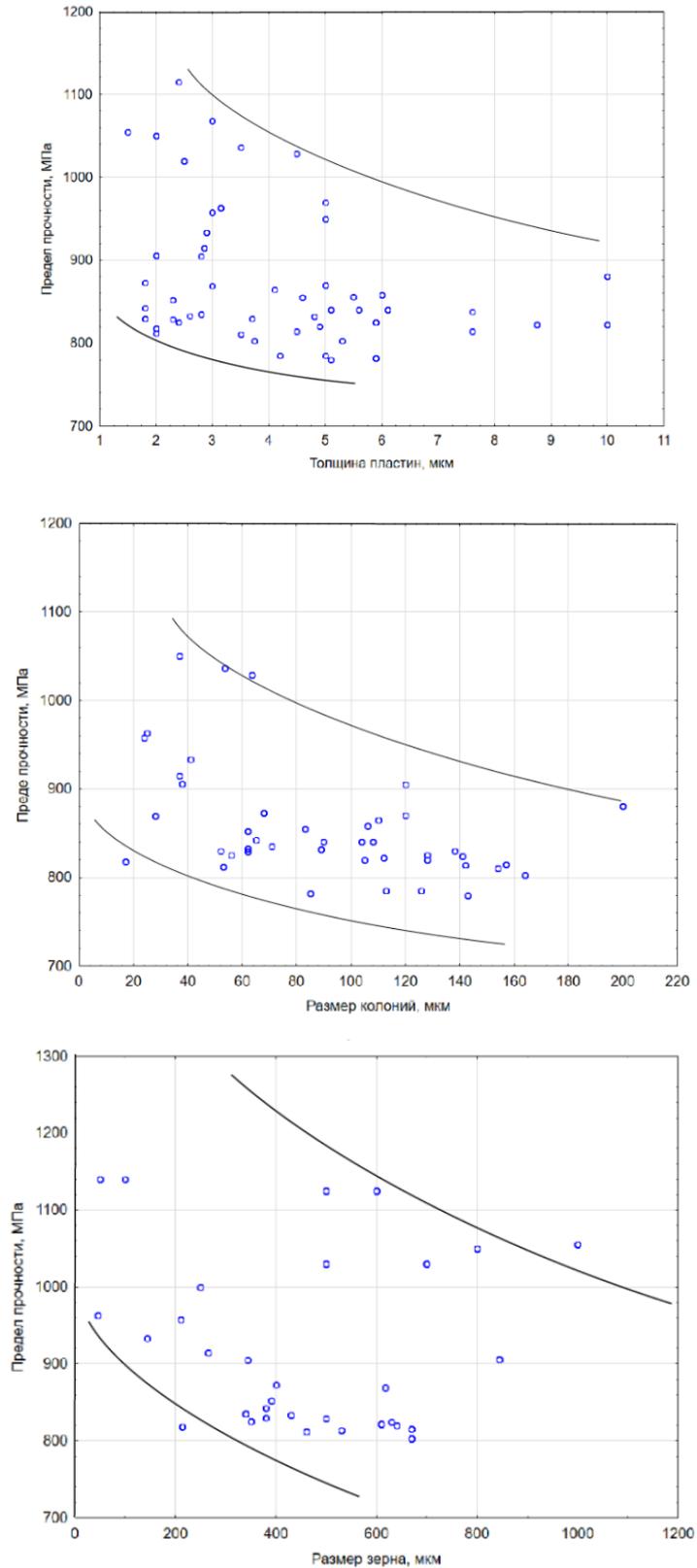


Рис. 4.2.3. Влияние размера β -зерна, колоний α -фазы и толщины α -пластин на предел прочности сплавов ВТ6, ВТ6ч, Тi-6Al-4V с пластинчатой структурой литературным данным [15, стр. 428, стр. 441; 44, стр. 1163; 96; 99; 102-105, 109; 110; 112].

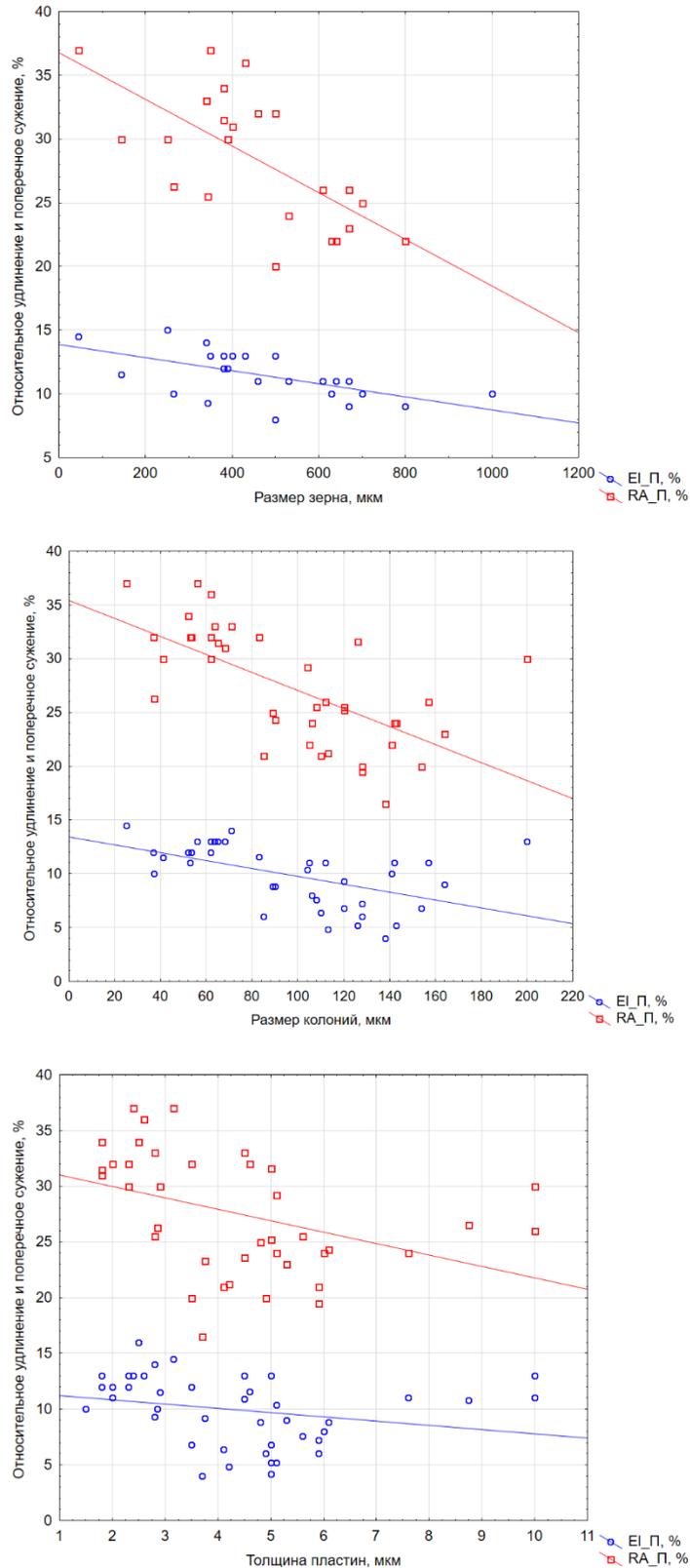


Рис. 4.2.4. Влияние размера β -зерна, колоний α -фазы толщины пластин α -фазы на относительное удлинение и поперечное сужение сплавов ВТ6, ВТ6ч, Ti-6Al-4V с пластинчатой структурой литературным данным [15, стр. 428, стр. 441; 44, стр. 1163; 96; 99; 102-105, 109; 110; 112].

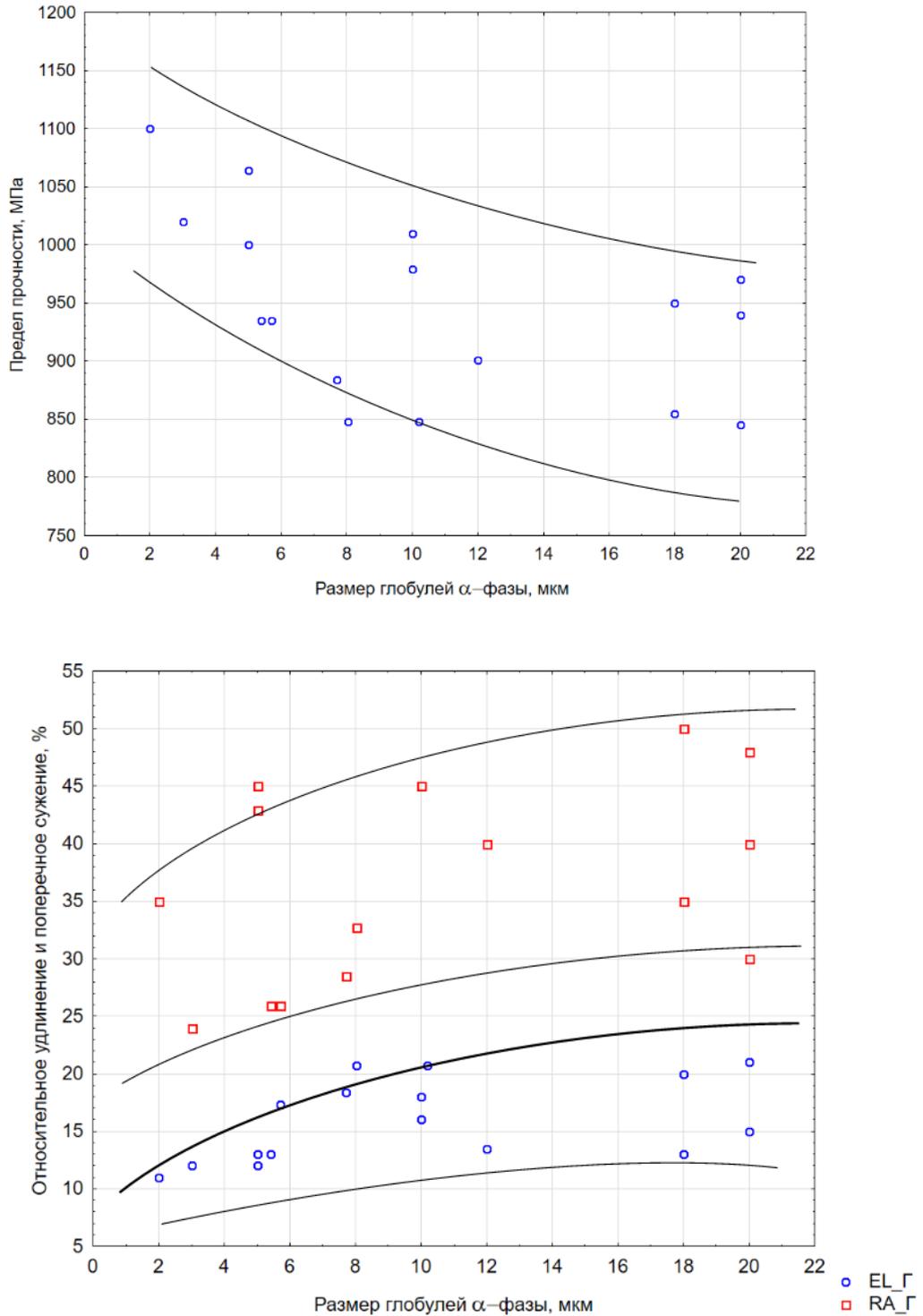


Рис. 4.2.5. Влияние размера глобулей α -фазы на предел прочности, относительное удлинение и поперечное сужение сплавов ВТ6, ВТ6ч, Ti-6Al-4V с глобулярной структурой по литературным данным [43, стр. 187; 99; 102; 104; 106; 108, стр. 1931; 112].

4.3. Статистические исследования зависимости механических свойств прутков из сплава ВТ6 от химического состава и структуры

Цель работы на данном этапе исследований состояла в статистической оценке совместного влияния марочного состава, типа и параметров структуры на механические свойства прутков из сплава ВТ6 после различных видов отжига, режимы которых выходят за пределы НД. Объектами исследования послужили катаные прутки (диаметром 16-155 мм) из сплава ВТ6, изготовленные ЗАО «ПО Зубцовский машиностроительный завод» в 2012-2016 годах (табл. 2.1.1). Были исследованы химический состав, структура и механические свойства прутков после следующих видов отжига: отжиг для снятия напряжений и простой (600-920 °С, 20-180 мин., охлаждение на воздухе или с печью), двойной (900-960 °С, 20-60 мин., воздух, 450-730 °С, 60-360 мин., охлаждение на воздухе), изотермический (850-1000 °С, 30-120 мин., охлаждение в печи до 500-750 °С, выдержка до 2 ч., охлаждение на воздухе). Отжиг для снятия напряжений и простой отжиг были объединены в одну группу и в дальнейшем при обсуждении результатов анализа упоминаются под термином «простой отжиг».

Химический состав исследованных прутков (69 плавок) приведен в табл. 4.3.1-4.3.3 и на рис. 4.3.1 в координатах «структурный эквивалент по алюминию – структурный эквивалент по молибдену». Для оценки микроструктуры прутков после деформации применяли стандартную 9-балльную шкалу [39, 72]. Первые три типа 9-балльной шкалы характеризуют глобулярную (равноосную) и переходную микроструктуры, полученные деформацией при температурах $\alpha+\beta$ -области. Структуры следующих двух типов относятся к «корзинчатым», которые образуются при деформации вблизи T_{III} или в тех случаях, когда деформация начинается при температурах β -области, а заканчивается при температурах $\alpha+\beta$ -области. Остальные структуры являются пластинчатыми и соответствуют различным условиям деформации при температурах β -области. Стандартная 9-балльная шкала не учитывает все разнообразие типов структуры, которая

встречается на практике, поэтому \circ структуры прутков были условно разделены на 5 типов: I – глобулярная (равноосная), II – переходная, III – смешанная (глобулярно-пластинчатая), IV – корзинчатая, V – пластинчатая.

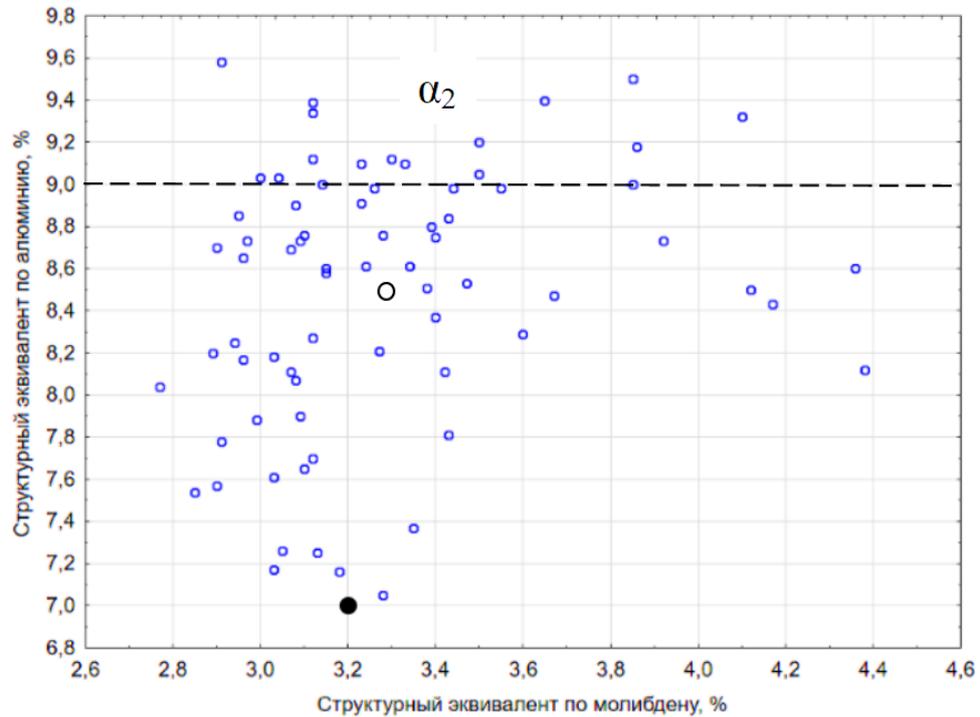


Рис. 4.3.1. Химический состав прутков в координатах «эквивалент по алюминию – эквивалент по молибдену»: ● - классический состав сплава ВТ6 ($[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=7,0\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=3,2\%$); \circ – средний статистический состав прутков ($[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=8,5\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=3,3\%$).

Объем выборки по результатам механических испытаний – 344 образца. Исследуемые факторы: содержание легирующих элементов и примесей, структурные эквиваленты $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ и $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, температура полиморфного превращения $T_{\text{ПП}}$, предел прочности $\sigma_{\text{в}}$, относительное удлинение δ , поперечное сужение ψ , ударная вязкость КСУ, твердость НРС, твердость по Бринеллю (диаметр отпечатка $d_{\text{отп}}$), балл микроструктуры, тип микроструктуры (I - V), параметры структуры (размер/толщина α -глобулей a_{α} , толщина пластин α -фазы первичной b_{α} и вторичной b_2 , размер β -зерна D_{β} , размер α -колоний d_{α}). Для интегральной оценки химического состава использовали только структурные эквиваленты, так как прочностные характеризуют растворный механизм

упрочнения после полного (простого) отжига и неприемлемы для оценки прочности после изотермического и двойного отжига [21].

Таблица 4.3.1

Интервалы изменения исследованных факторов

№	Фактор	Интервал			
		Все виды отжига	Простой отжиг	Двойной отжиг	Изотермический отжиг
		n=344	n=196	n=96	n=52
1	Al, %	5,51-6,81	5,51-6,81	5,62-6,58	5,7-6,8
2	V, %	3,52-5,05	3,52-5,05	3,7-4,8	4,0-5,0
3	Fe, %	0,01-0,55	0,01-0,39	0,08-0,55	0,035-0,55
4	C, %	0,011-0,108	0,011-0,108	0,016-0,084	0,021-0,064
5	O, %	0,035-0,206	0,035-0,206	0,038-0,19	0,144-0,19
6	N, %	0,005-0,047	0,005-0,047	0,005-0,046	0,007-0,041
7	$[Al]_{экв}^{стр}$, %	7,05-9,58	7,05-9,58	7,05-9,3	8,1-9,5
8	$[Mo]_{экв}^{стр}$, %	2,77-4,38	2,77-4,12	2,85-4,38	3,1-4,38
9	σ_B , МПа	788-1109	788-1109	816-1074	851-1063
10	δ , %	6-21	8-20	6-20	7-21
11	ψ , %	9-59	13-48	14-59	9-38
12	KCU, МДж/м ²	0,31-1,31	0,3-1,14	0,36-1,31	0,32-0,88
13	HRC после отжига	26-40	26-37	27-40	31-37
14	HRC после деформации	25-37	25-37	25-37	33-37
15	T _{III} , °C	980-1075	980-1075	980-1040	1015-1075
16	d _{отп} , мм (НВ)	2,85-3,8	2,85-3,8	3,15-3,75	3,3-3,6
17	Температура 1 ступени отжига t ₁ , °C	600-1000	600-920	900-960	850-1000
18	Выдержка τ_1 , мин	20-180	20-180	20-60	30-120
19	Скорость охлаждения V ₁ , °C/с	10,0 (воздух)	10,0 (воздух) 0,1 (печь)	10,0 (воздух)	0,1 (печь)
20	Температура 2 ступени отжига t ₂ , °C	450-750	-	450-730	500-750
21	Выдержка τ_2 , мин	0-360	-	60-360	0-2
22	Скорость охлаждения V ₂ , °C/с	10,0 (воздух)	-	10,0 (воздух)	10,0 (воздух)
23	Балл микроструктуры, m	1-9	1-8	1-9	1-7
24	Тип структуры после отжига, T	I – V	I – V	I – V	I – V
25	Размер α -глобулей a _{α} , мкм	2,1-9,5	2,6-9,5	2,7-8,0	4,0-9,0
26	Толщина пластин α -фазы b _{α} , мкм	1,3-5,5	2,1-5,0	2,1-5,0	1,3-5,5
27	Толщина пластин вторичной α -фазы b ₂ , мкм	1,0-4,1	1,6-4,0	1,0-3,0	3,0-4,1
28	Размер β -зерна D _{β} , мкм	300-600	280-600	250-600	300-600
29	Размер α -колоний d _{α} , мкм	40-100	60-100	60-100	40-100
30	Диаметр прутка, d, мм	16-155	16-150	18-155	16-155

Результаты первичной статистической обработки приведены в табл. 4.3.2 и 4.3.3. Средние значения, фактические и статистические («трехсигмовые») диапазоны легирования для алюминия, азота, углерода и кислорода сдвинуты к верхнему пределу поля допуска. Структурный эквивалент по алюминию изменяется от ~7,1 до ~9,6%, по молибдену – от ~2,8 до ~4,4%, т.е. суммарный абсолютный разброс может достигать 4,0 %, а трехсигмовый интервал – 6 % (табл. 4.3.3). Полученные данные показывают, что химический состав исследованных слитков охватывает не только сплав ВТ6, но и ВТ6ч, ВТ6С (табл. 1.6.1) и сильно отличается от классического состава (Ti-6Al-4V) – он указан на диаграмме точкой с координатами $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=7,0\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=3,2\%$ (рис. 4.3.1).

Таблица 4.3.2

Статистические характеристики химического состава и температуры полиморфного превращения сплава ВТ6 (69 плавов)

Статистические характеристики	Al	V	Fe	Si	C	O	N	H	T _{III}
	% по массе								°C
Диапазон по ОСТ1 90013-81	5,3-6,8	3,5-5,3	≤0,60	≤0,10	≤0,10	≤0,20	≤0,05	≤0,015	950-1000
Диапазон значений по факту	5,51-6,81	3,52-5,05	0,01-0,55	0,0-0,1	0,011-0,108	0,035-0,206	0,005-0,047	0,003-0,009	980-1075
Выборочное среднее	6,14	4,16	0,13	0,06	0,06	0,12	0,023	0,0019	1018
Стандартное отклонение	0,28	0,31	0,09	0,03	0,036	0,055	0,013	0,002	29
Коэффициент вариации, %	4,6	7,3	66	56	61	46	55	109,84	2,8

В соответствии с ПИ 1.2.587-02 T_{III} сплава ВТ6 должна лежать в интервале 950-1000 °C. Однако T_{III} исследованных слитков имеет более широкий разброс от 980 до 1075 °C, размах составляет 95 °C, что почти в два раза выше требований ПИ 1.2.587-02 (50 °C). Это может быть связано с большим разбросом содержания примесей внедрения (коэффициент вариации равен 40-60%). Максимальное значение T_{III}=1075 °C значительно превышает требования ПИ, что несомненно обусловлено повышенным содержанием α-стабилизаторов на максимальном пределе по ОСТ1 90013-81.

Таблица 4.3.3

Статистические характеристики эквивалентов по алюминию и молибдену и механических свойств прутков сплава ВТ6 после разных видов отжига

Статистические характеристики	$[Al]_{экв}^{стп}$ %	$[Mo]_{экв}^{стп}$ %	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, $\frac{МДж}{м^2}$	НВ (доп) мм
прутки диаметром 16-60 мм (276 образцов)							
<i>Диапазон по НД*</i>	-	-	900-1050	≥ 10	≥ 30	$\geq 0,4$	3,3-3,8
Диапазон по факту	7,05-9,58	2,77-4,17	788-1109	10-21	20-59	0,31-1,24	2,85-3,8
Выборочное среднее	8,32	3,26	979,5	16,4	38,01	0,57	3,47
Стандартное отклонение	0,67	0,3	67,62	2,02	5,57	0,2	0,12
Коэффициент вариации, %	8,05	9,2	6,9	12,4	14,65	35,09	3,46
прутки диаметром 65-100 мм (43 образца)							
<i>Диапазон по НД**</i>	-	-	900-1050	≥ 10	≥ 27	$\geq 0,3$	3,3-3,8
Диапазон по факту	7,61-9,5	3,03-3,86	833-1074	9-21	13-47	0,33-1,31	3,25-3,75
Выборочное среднее	8,68	3,34	976,47	13,7	29,21	0,59	3,44
Стандартное отклонение	0,47	0,26	67,31	2,83	10,28	0,22	0,13
Коэффициент вариации, %	5,41	7,78	6,89	20,6	35,19	37,29	3,78
прутки диаметром 110-155 мм (25 образцов)							
<i>Диапазон по НД**</i>	-	-	835-1050	≥ 8	≥ 25	$\geq 0,35$	3,3-3,8
Диапазон по факту	7,57-9,4	2,9-4,38	851-1050	6-13	9-35	0,43-0,88	3,15-3,67
Выборочное среднее	8,61	3,5	944,72	10	21,89	0,61	3,4
Стандартное отклонение	0,63	0,48	51,01	2,3	6,88	0,13	0,11
Коэффициент вариации, %	7,32	12,8	5,4	23	31,43	21,31	3,24

Примечания: * - ОСТ1 90173-75, ** - ОСТ1 90266-86.

4.3.1. Сопоставление механических свойств прутков сплава ВТ6 после разных видов отжига

Механические свойства прутков всех исследованных диаметров имеют довольно большой разброс, что обусловлено влиянием химического состава, структуры и режимов отжига (табл. 4.3.3, 4.3.4). В табл. 4.3.4 приведены механические свойства прутков сплава ВТ6 после разных видов отжига. Сопоставление разброса характеристик пластичности и ударной вязкости в зависимости от предела прочности прутков показывает, что все значения характеристик пластичности лежат приблизительно в одной полосе (рис. 4.3.2).

Для ударной вязкости наблюдаются более высокие значения после двойного отжига по сравнению с простым и изотермическим.

Таблица 4.3.4
Механические свойства* прутков диаметром 16-155 мм сплава ВТ6
в зависимости от видов отжига

Вид отжига	Число и доля образцов	$[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$ %	$[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$ %	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	HRC
Простой	196 (57%)	$\frac{7,1-9,6}{8,5}$	$\frac{2,8-4,1}{3,2}$	$\frac{788-1109}{990}$	$\frac{8-20}{15,4}$	$\frac{13-48}{37,3}$	$\frac{0,31-1,14}{0,52}$	$\frac{26-37}{33}$
Двойной	96 (28%)	$\frac{7,1-9,3}{8,0}$	$\frac{2,9-4,4}{3,3}$	$\frac{816-1074}{937}$	$\frac{6-20}{16,0}$	$\frac{14-59}{37,0}$	$\frac{0,36-1,3}{0,8}$	$\frac{27-40}{32}$
Изотермический	52 (15%)	$\frac{8,1-9,5}{8,8}$	$\frac{3,1-4,4}{3,7}$	$\frac{851-1063}{985}$	$\frac{7-21}{15,3}$	$\frac{9-38}{28,4}$	$\frac{0,32-0,88}{0,48}$	$\frac{31-37}{35}$
Все виды отжига	344 (100%)	$\frac{7,1-9,6}{8,4}$	$\frac{2,8-4,4}{3,3}$	$\frac{788-1109}{976}$	$\frac{6,0-21,0}{15,6}$	$\frac{9,0-59,0}{36,0}$	$\frac{0,31-1,31}{0,57}$	$\frac{26-40}{33}$
Общий разброс		2,5	1,6	321	15,0	50,0	1,0	14

Примечание: * - в числителе – диапазон, в знаменателе – среднее.

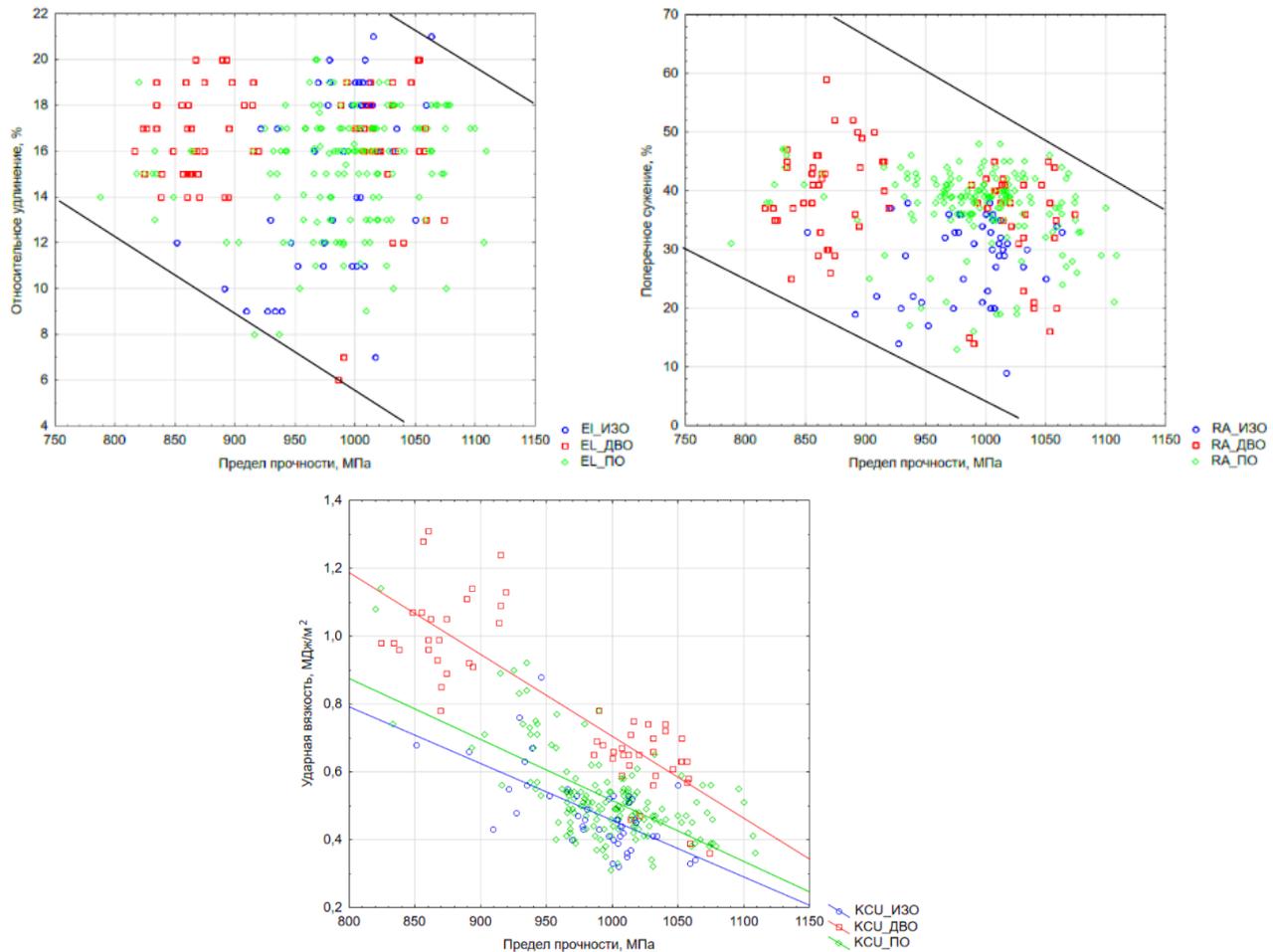


Рис. 4.3.2. Сопоставление механических свойств прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 после простого (ПО), двойного (ДВО) и изотермического отжига (ИЗО).

4.3.2. Сопоставление механических свойств прутков сплава ВТ6 с разным типом структуры

Типичные структуры катаных прутков после отжига приведены на рис.

4.3.3.

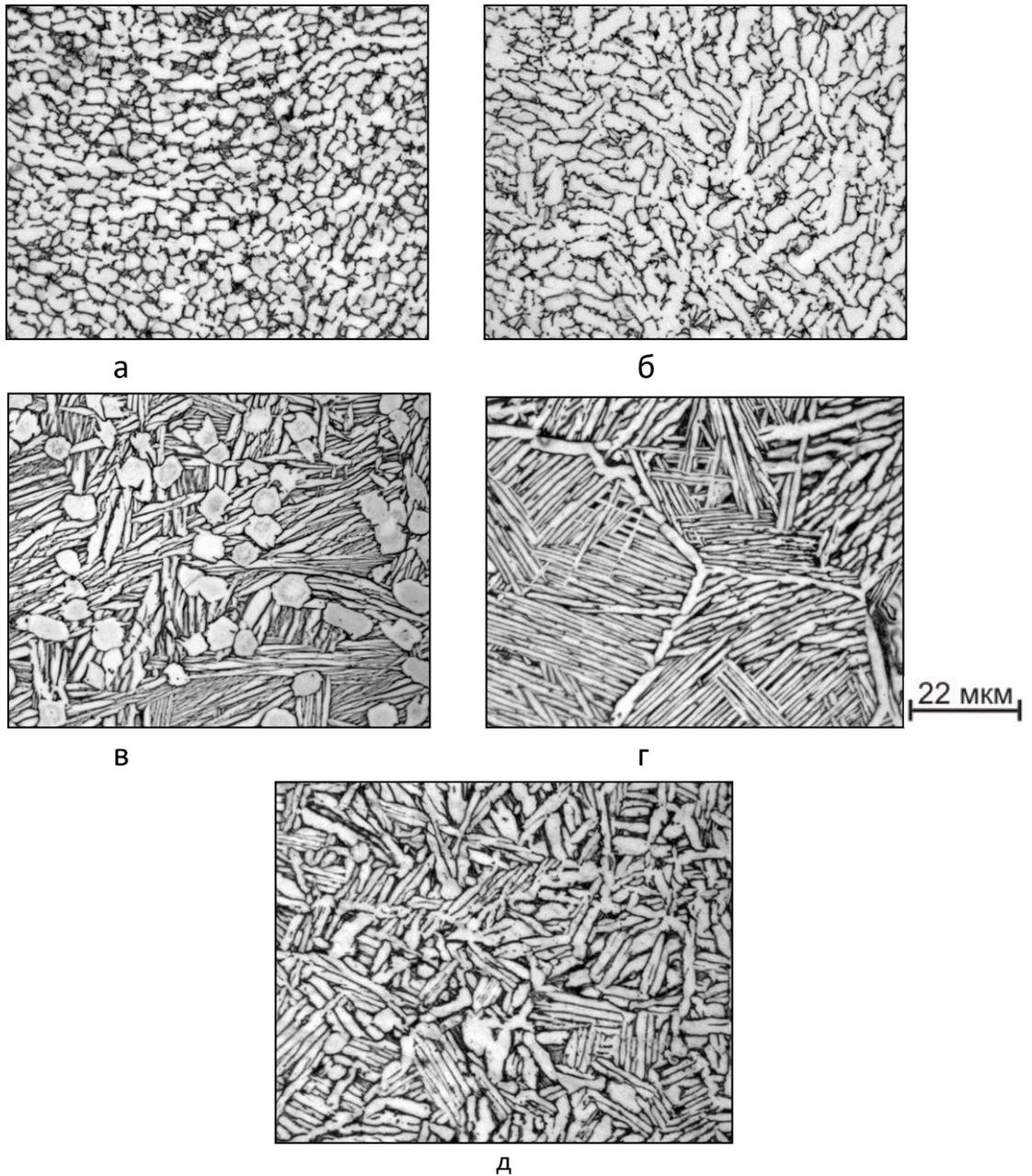


Рис. 4.3.3. Микроструктура прутков сплава ВТ6 после отжига: а – глобулярная, б – переходная, в - смешанная, г – пластинчатая, д - корзинчатая структуры.

Микроструктурный анализ показал, что приблизительно 90-95% исследованных прутков имеют преимущественно глобулярную (равноосную), переходную и смешанную структуры (табл. 4.3.5). Прутки с корзинчатой (IV тип) и пластинчатой (V тип) структурами встречались в 4 и 13% случаях соответственно. Образцы с глобулярной структурой имеют более высокие характеристики прочности по сравнению со смешанными и пластинчатыми структурами (табл. 4.3.5). При переходе от структуры I типа к V типу (т.е. от равноосной к переходной, смешанной и далее к пластинчатой) наблюдается снижение средних статистических значений предела прочности приблизительно на 120 МПа.

На рис. 4.3.4 – 4.3.6 сопоставлены пластические свойства в зависимости от предела прочности прутков для различных типов структуры (после всех видов отжига). При одном и том же уровне прочности относительное удлинение образцов с глобулярной структурой выше на ~5-6% по сравнению с пластинчатой, а поперечное сужение выше на ~15-25% (рис. 4.3.4), что совпадает с результатами анализа литературных данных (см. п. 4.2). Свойства образцов со смешанной структурой лежат немного ниже глобулярной (δ на ~ 2%; ψ на ~ 5%), а свойства образцов с переходной и корзинчатой структурами приблизительно совпадают с пластинчатой (рис. 4.3.4 и 4.3.5). Для ударной вязкости все значения лежат в одной полосе (рис. 4.3.6).

Из табл. 4.3.5, рис. 4.3.4 и 4.3.5 следует, что относительное удлинение и поперечное сужение прутков с глобулярной и смешанной структурами в большей степени удовлетворяют требованиям ОСТ по сравнению с другими структурами. Однако для всех типов структуры наблюдаются значения предела прочности, лежащие выше максимума по ОСТ (1050 МПа). Это может быть связано с влиянием не только типа структуры, но и химического состава и размеров структурных составляющих.

Таблица 4.3.5

Механические свойства прутков диаметром 16-155 мм сплава ВТ6 в зависимости от типа структуры после различных видов отжига (в числителе диапазон, в знаменателе – среднее)

Тип и параметры структуры	Число и доля образцов	Диаметр прутка, мм	$[Al]_{экв}^{стр}$ %	$[Mo]_{экв}^{стр}$ %	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	НРС	НВ (доп) мм
I (глобулярная) $a_a = 2,1-9,3$ мкм	103 (30%)	16-90	$\frac{7,3-9,2}{8,6}$	$\frac{3,0-4,1}{3,3}$	$\frac{929-1076}{1013}$	$\frac{10-21}{17}$	$\frac{24-48}{37}$	$\frac{0,31-0,92}{0,49}$	$\frac{30-36}{34}$	$\frac{3,35-3,6}{3,42}$
II (переходная) $b_a = 1,3-5,5$ мкм	85 (25%)	18-155	$\frac{7,1-9,6}{8,5}$	$\frac{2,9-4,4}{3,4}$	$\frac{816-1100}{975}$	$\frac{7-20}{15}$	$\frac{9-48}{35}$	$\frac{0,34-1,31}{0,56}$	$\frac{28-37}{33}$	$\frac{3,3-3,7}{3,45}$
III (смешанная) $a_a = 2,9-9,5$ мкм $b_2 = 1,0-4,1$ мкм	97 (28%)	16-90	$\frac{7,1-9,2}{8,2}$	$\frac{2,8-3,9}{3,3}$	$\frac{788-1109}{970}$	$\frac{10-21}{16}$	$\frac{20-59}{39}$	$\frac{0,33-1,24}{0,58}$	$\frac{27-38}{32}$	$\frac{2,85-3,75}{3,49}$
IV (корзинчатая) $b_a = 1,7-3,6$ мкм	14 (4%)	28-140	$\frac{7,2-9,1}{8,4}$	$\frac{3,0-3,6}{3,3}$	$\frac{897-1053}{991}$	$\frac{6-20}{14}$	$\frac{14-50}{28}$	$\frac{0,47-0,78}{0,67}$	$\frac{30-36}{34}$	$\frac{3,35-3,6}{3,4}$
V (пластинчатая) $b_a = 2,0-5,5$ мкм	45 (13%)	20-155	$\frac{7,2-9,3}{8,1}$	$\frac{2,9-4,4}{3,3}$	$\frac{818-1050}{896}$	$\frac{8-19}{14}$	$\frac{13-47}{30}$	$\frac{0,49-1,14}{0,8}$	$\frac{26-40}{32}$	$\frac{3,15-3,8}{3,52}$
I-V	344 (100%)	16-155	$\frac{7,1-9,6}{8,4}$	$\frac{2,8-4,4}{3,3}$	$\frac{788-1109}{976}$	$\frac{6,0-21,0}{15,6}$	$\frac{9,0-59,0}{36,0}$	$\frac{0,31-1,31}{0,57}$	$\frac{26-40}{33}$	$\frac{2,85-3,8}{3,46}$
Разброс свойств	-	-			321	15	50	1,0	14	0,95

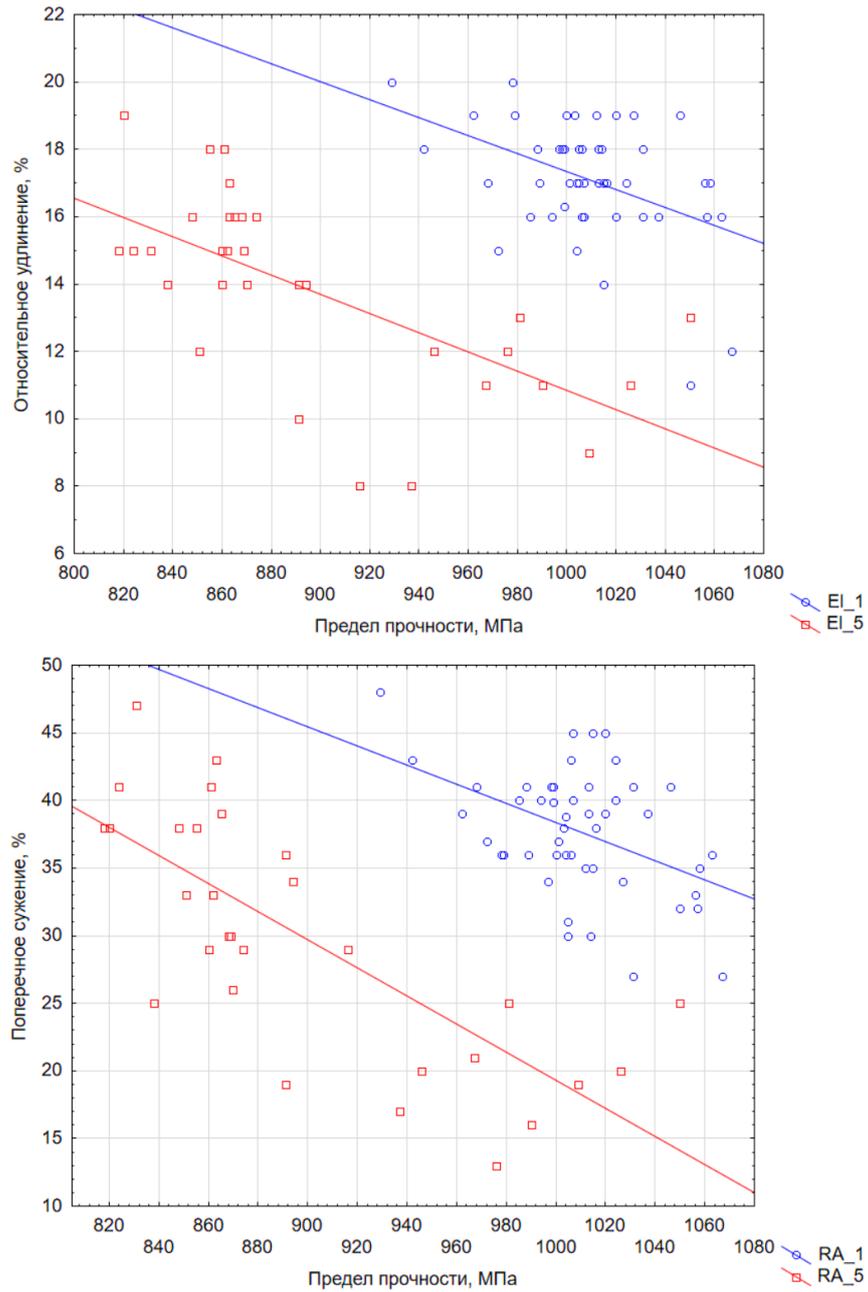


Рис. 4.3.4. Сопоставление характеристик пластичности в зависимости от предела прочности прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 с пластинчатой (5) и глобулярной структурами (1) после простого, двойного и изотермического ОТЖИГОВ.

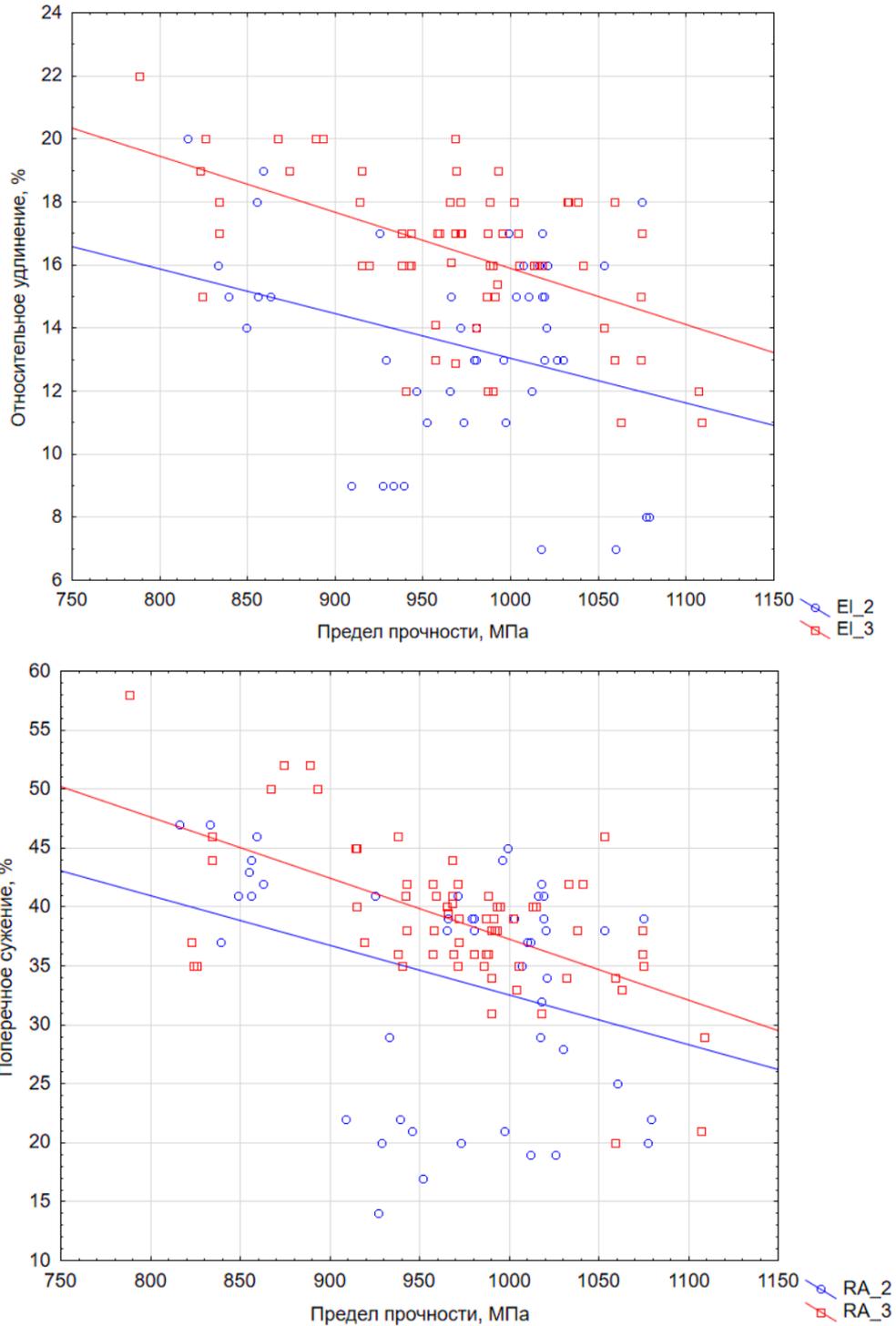


Рис. 4.3.5. Сопоставление характеристик пластичности в зависимости от предела прочности прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 с переходной (2) и смешанной структурами (3) после простого, двойного и изотермического ОТЖИГОВ.

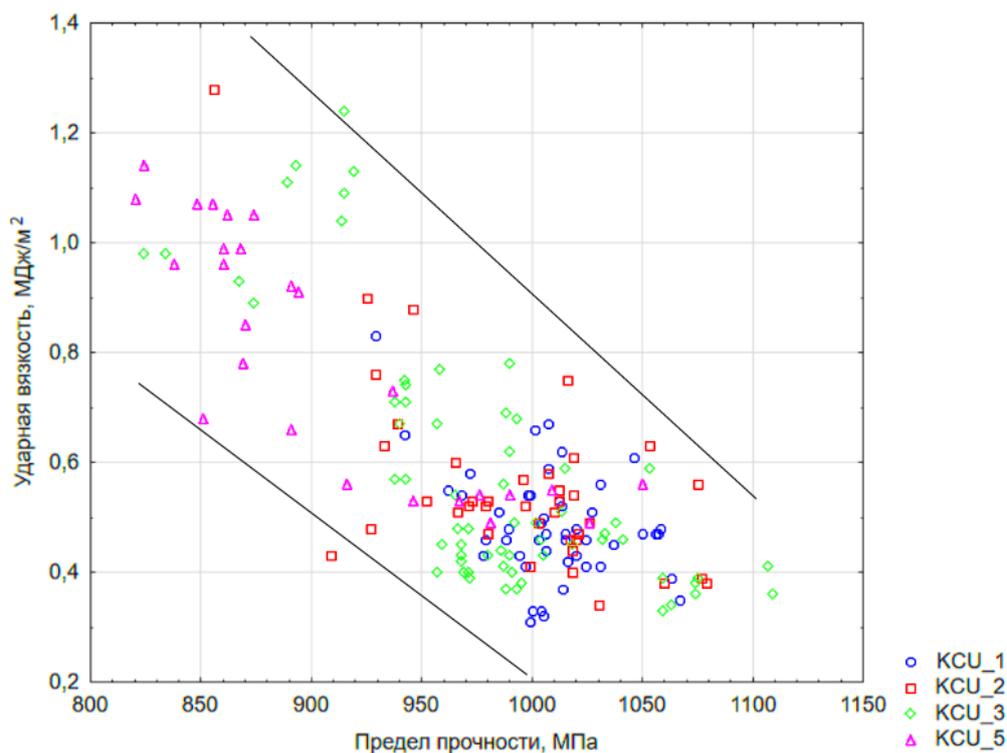


Рис. 4.3.6. Сопоставление ударной вязкости в зависимости от предела прочности прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 с глобулярной (1), переходной (2), смешанной структурами (3) и пластинчатой (5) структурами после простого, двойного и изотермического отжига.

4.3.3. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 с разной структурой от эквивалентов по алюминию и молибдену

На рис. 4.3.7 представлены зависимости предела прочности прутков сплава ВТ6 от эквивалентов по алюминию и молибдену независимо от типа структуры. Значения прочности, превышающие НД (≥ 1050 МПа) наблюдаются для прутков с эквивалентом по алюминию более 8,0% и практически при всех значениях эквивалента по молибдену. Наиболее высокие значения предела прочности (≥ 1100 МПа) выявлены при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \geq 9,0\%$ и $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \geq 4,0\%$. Значения прочности, лежащие ниже НД ($\leq 835-900$ МПа в зависимости от диаметра прутка), имеют некоторые прутки с эквивалентами по алюминию менее $\sim 8,0-8,2\%$ и по молибдену менее $\sim 3,6\%$.

На рис. 4.3.8 сопоставлены зависимости механических свойств прутков сплава ВТ6 с глобулярной и пластинчатой структурами от структурных

эквивалентов по алюминию и молибдену. При одинаковых эквивалентах прутки с глобулярной структурой имеют более высокие значения предела прочности (на $\sim 60-80$ МПа), относительного удлинения (на $\sim 3-5\%$) и поперечного сужения (на $5-10\%$) по сравнению с пластинчатой структурой. Для ударной вязкости наблюдается обратная зависимость: КСЧ образцов с пластинчатой структурой выше, чем с глобулярной на $\sim 0,1 \div 0,3$ Мдж/м². Свойства образцов с смешанной, переходной и корзинчатой структурами лежат между глобулярной и пластинчатой структурой.

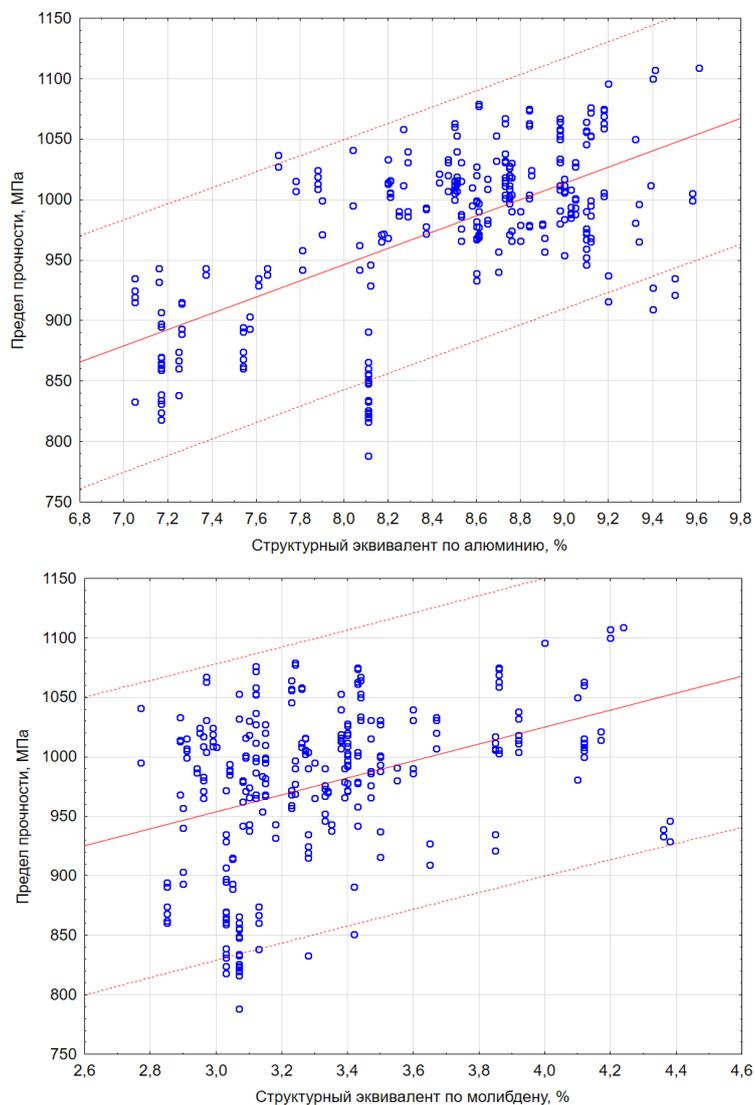


Рис. 4.3.7. Зависимость предела прочности прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 от эквивалентов по алюминию и молибдену после разных видов отжига (все типы структуры).

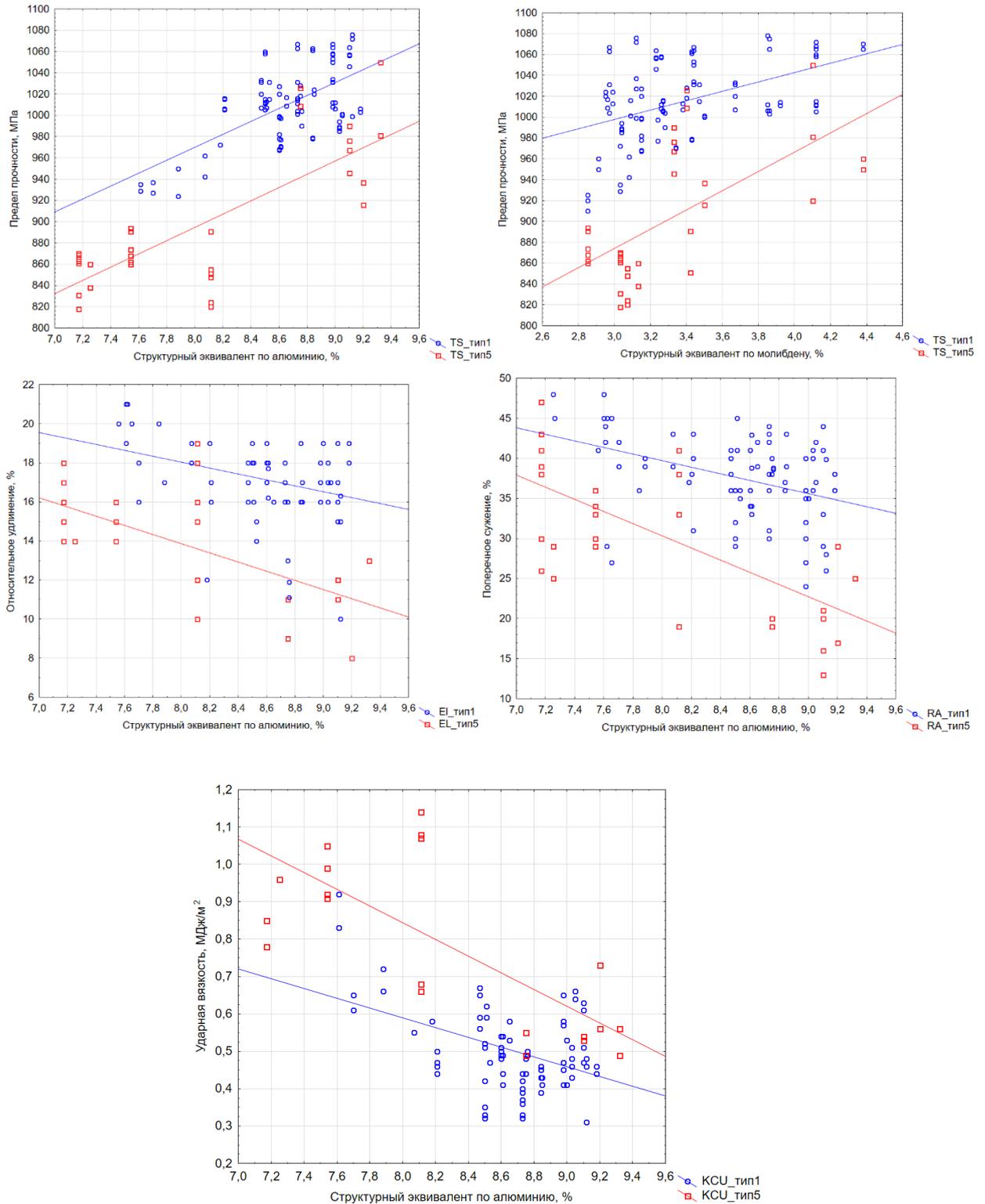


Рис. 4.3.8. Зависимость механических свойств прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 от эквивалентов по алюминию и молибдену после разных видов отжига: 1 – глобулярная структура, 5 – пластинчатая структура.

В табл. 4.3.6 приведены регрессионные зависимости предела прочности от эквивалентов по алюминию и молибдену для прутков с разной структурой. На основе сопоставления разных статистических массивов было установлено, что коэффициенты упрочнения 65 и 45 МПа/% (м.) являются статистически устойчивыми, при этом влияние структурного эквивалента по алюминию выше, чем прочностного (60 МПа/% м.), а для эквивалентов по молибдену наоборот (50 МПа/% м.). Это связано с тем, что для всех сплавов значения прочностных эквивалентов по алюминию выше, чем структурных. В то же время прочностной эквивалент по молибдену ниже структурного.

Таблица 4.3.6

Результаты регрессионного анализа зависимости предела прочности от структурных эквивалентов по алюминию и молибдену сплава ВТ6 с разной структурой

№	Тип структуры	Регрессионная модель	R	S*, МПа
1	Глобулярная	$\sigma_b = 300 + 65[Al]_{\text{Экв}}^{\text{стр}} + 45[Mo]_{\text{Экв}}^{\text{стр}}$	0,52	50
2	Переходная	$\sigma_b = 267 + 65[Al]_{\text{Экв}}^{\text{стр}} + 45[Mo]_{\text{Экв}}^{\text{стр}}$	0,51	55
3	Смешанная	$\sigma_b = 286 + 65[Al]_{\text{Экв}}^{\text{стр}} + 45[Mo]_{\text{Экв}}^{\text{стр}}$	0,58	53
4	Корзинчатая	$\sigma_b = 293 + 65[Al]_{\text{Экв}}^{\text{стр}} + 45[Mo]_{\text{Экв}}^{\text{стр}}$	0,72	55
5	Пластинчатая	$\sigma_b = 230 + 65[Al]_{\text{Экв}}^{\text{стр}} + 45[Mo]_{\text{Экв}}^{\text{стр}}$	0,77	55

Недостаточно высокие коэффициенты корреляции могут быть связаны с влиянием других неучтенных факторов, в частности размеров структурных составляющих, которые для структур I-III типов изменяются в более широких пределах по сравнению со структурами IV и V типов (табл. 4.3.5).

4.3.4. Зависимость параметров разных типов структуры от режимов термической обработки прутков сплава ВТ6

Глобулярная структура представлена частицами первичной α -фазы с формой, близкой к равноосной, и прослойками (прожилками) преимущественно β -фазы или смесью α - и β -фаз (рис. 4.3.9). Основным параметром глобулярной структуры является диаметр (толщина) α -частиц a_α .

Пластинчатая структура характеризуется бывшим β -зерном с более и менее четкими границами, вдоль которых может быть расположена оторочка из α -фазы. Внутреннее строение зерна представлено пластинами α -фазы и прослойками β -фазы. Пластины α -фазы собраны в колонии с одинаковой ориентацией пластин (рис. 4.3.10). Такую структуру характеризуют диаметром бывшего β -зерна D_β , размерами колоний d_α и толщиной пластин b_α . На основе статистического анализа было установлено, что эти размеры сильно коррелированы друг с другом: чем толще пластины, тем больше размер колоний и, соответственно, диаметр β -зерна:

$$d_\alpha = 25 + 15 \cdot b_\alpha, \quad D_\beta = 258 + 2,5 \cdot d_\alpha.$$

Переходная структура характеризуется наличием изогнутых α -пластин и удлиненных α -зерен (рис. 4.3.11-4.3.13). В структуре этого типа возможно присутствие отдельных участков почти равноосных зерен α -фазы (рис. 4.3.12). Основным параметром переходной структуры является толщина α -зерен (пластин) b_α .

В смешанной структуре частицы первичной α -фазы сохраняет форму, близкую к равноосной или немного вытянутой, а вторичная α -фаза имеет пластинчатое строение (рис. 4.3.14, 4.3.15). Основными параметрами смешанной структуры является диаметр (толщина) частиц первичной α -фазы a_α и толщина пластин вторичной α -фазы b_2 .

Необходимо отметить, что тип структуры и размеры структурных составляющих закладываются на стадии горячей деформации. Из всех исследованных образцов только около 10% изменили тип структуры после отжига.

В процессе выдержки при температурах отжига 600-700°C параметры структуры слабо изменяются по сравнению с деформированным состоянием (рис. 4.3.9 – 4.3.15).

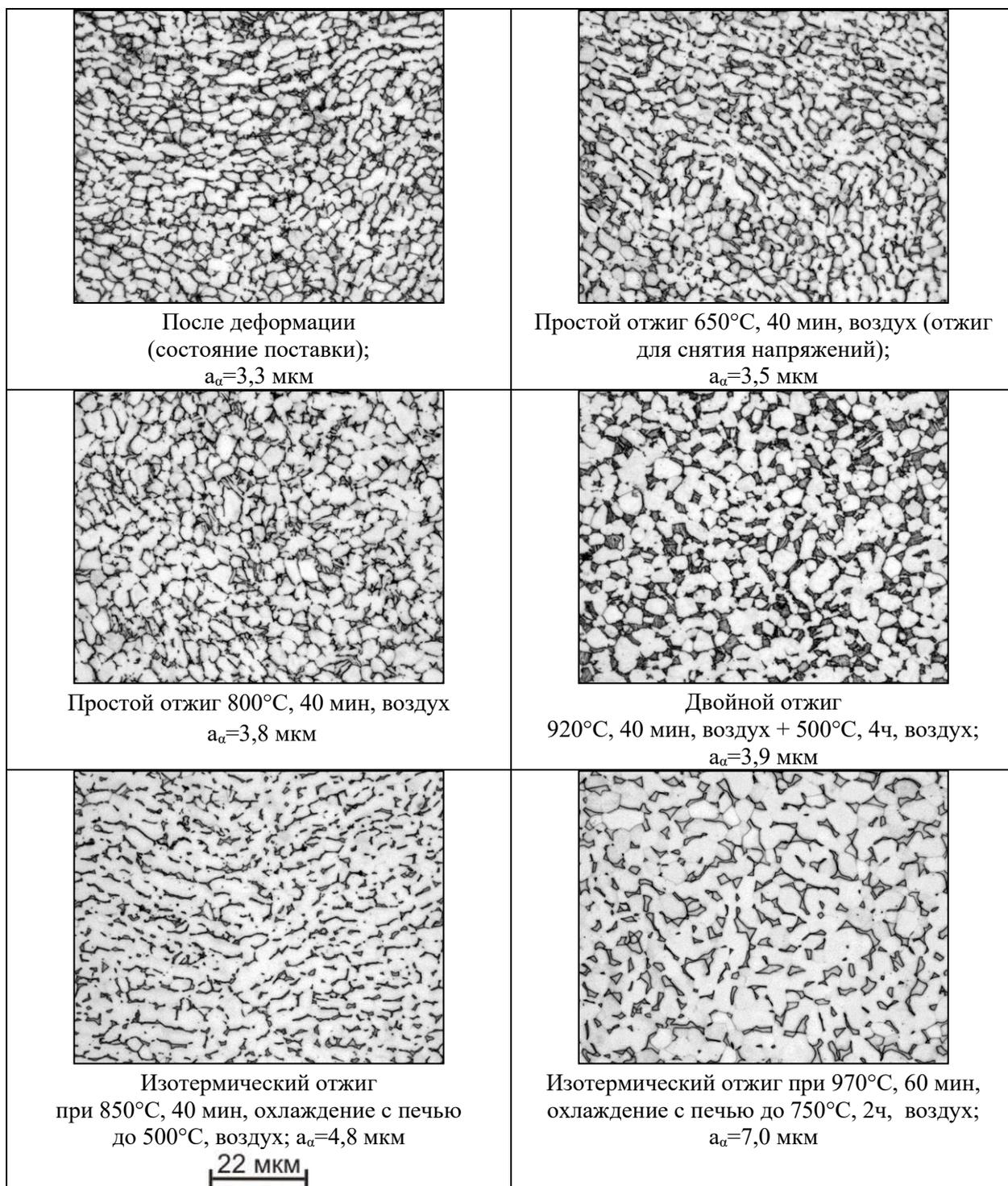


Рис. 4.3.9. Глобулярная микроструктура прутков диаметром 35 мм из сплава ВТ6 в состоянии поставки и после разных видов отжига; $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=8,5-9,0\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=3,4-3,7\%$, $T_{\text{пш}}=1020-1060^{\circ}\text{C}$.

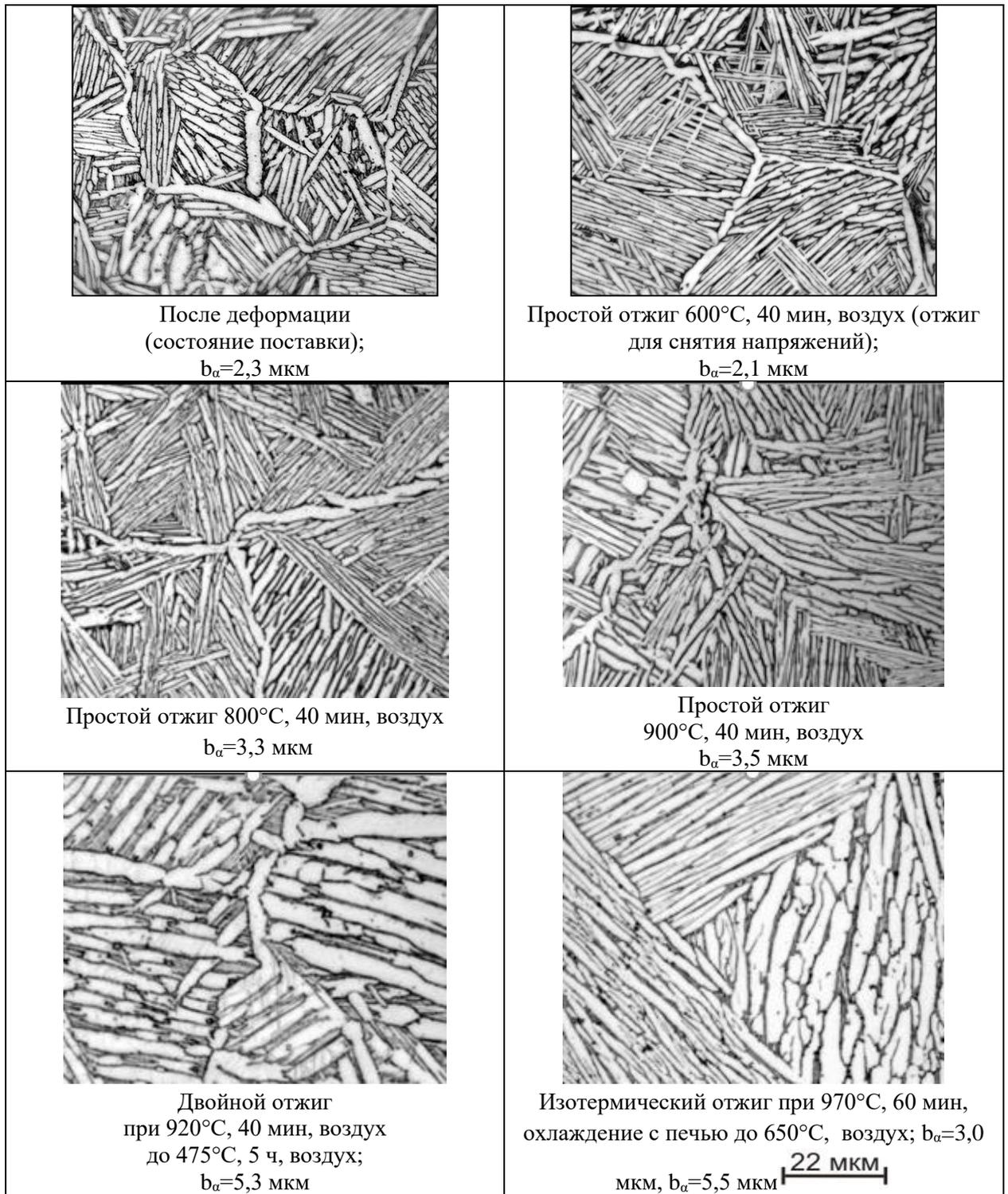


Рис. 4.3.10. Пластинчатая микроструктура прутков диаметром 25-30 мм из сплава ВТ6 в состоянии поставки и после разных видов отжига; $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=7,2-7,5\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=3,0-3,4\%$, $T_{\text{ТПП}}=990-1000^{\circ}\text{C}$.

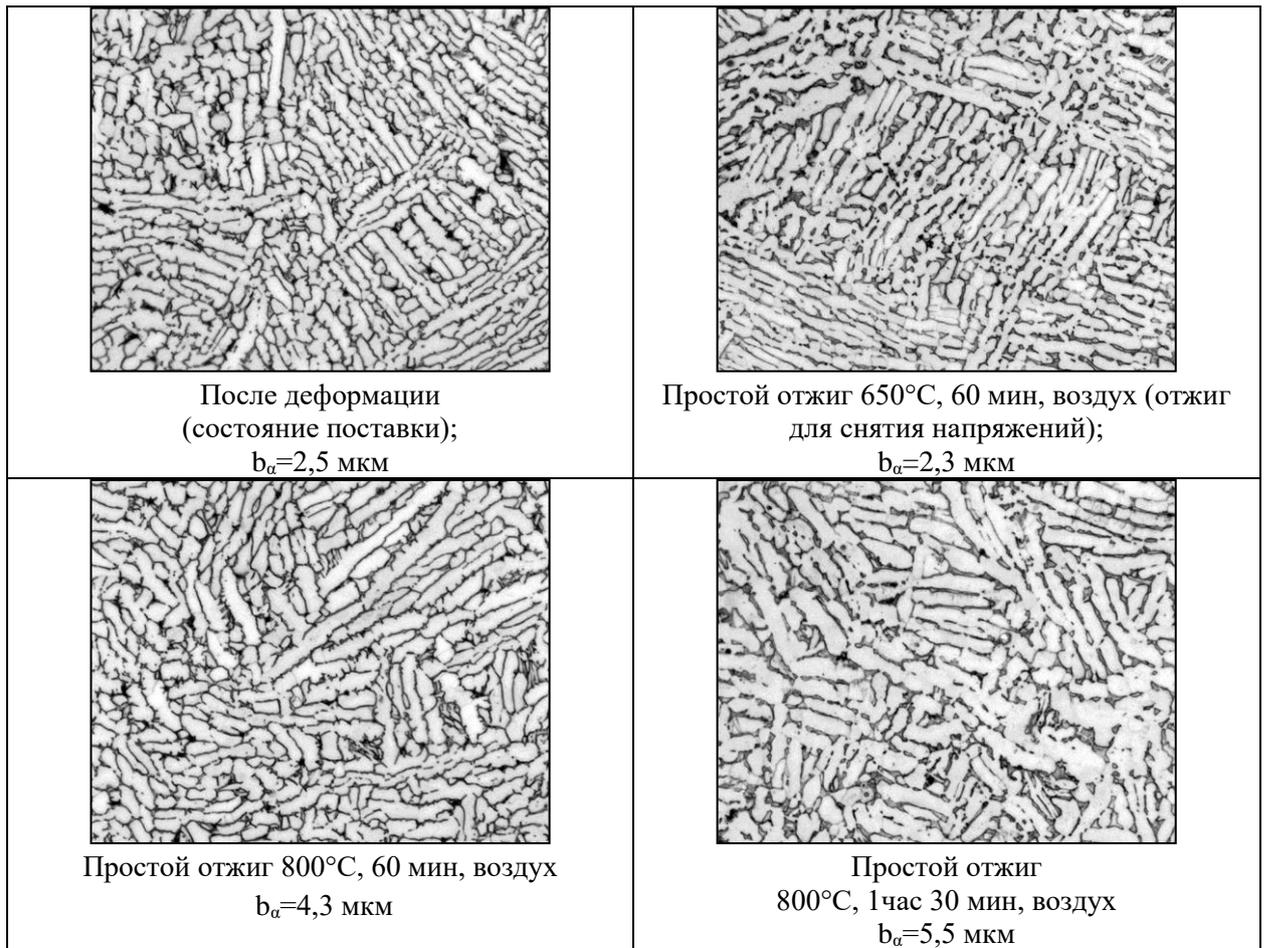


Рис.4.3.11. Переходная микроструктура прутков диаметром 50-60 мм из сплава ВТ6 в состоянии поставки и после отжига; $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=8,5-8,8\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=3,4\%$, $T_{\text{ПП}}=1000-1015^{\circ}\text{C}$.

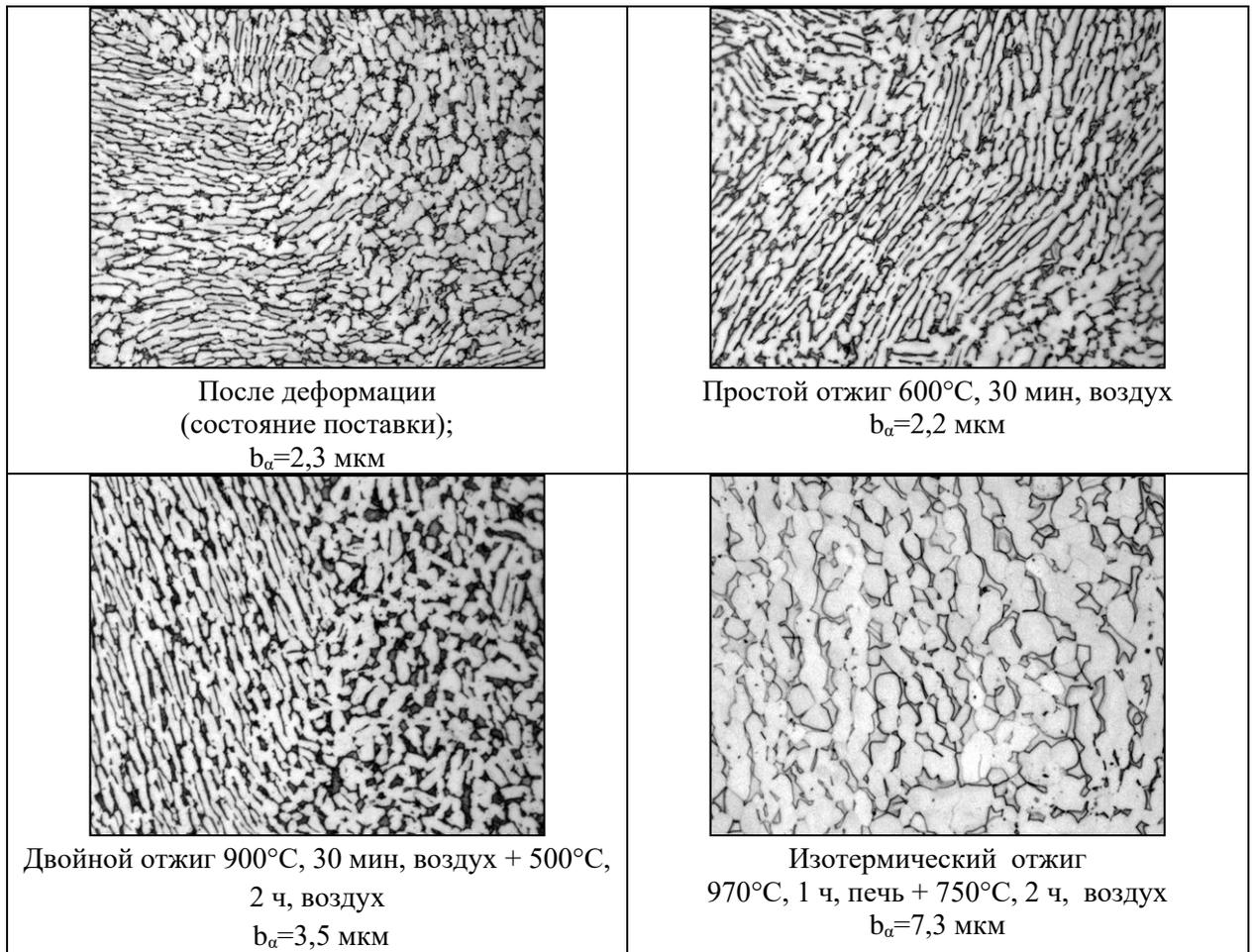


Рис. 4.3.12. Переходная микроструктура прутков диаметром 20 мм из сплава ВТ6 в состоянии поставки и после отжига; $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=7,1\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=3,3\%$; $T_{\text{пп}}=1010^{\circ}\text{C}$.

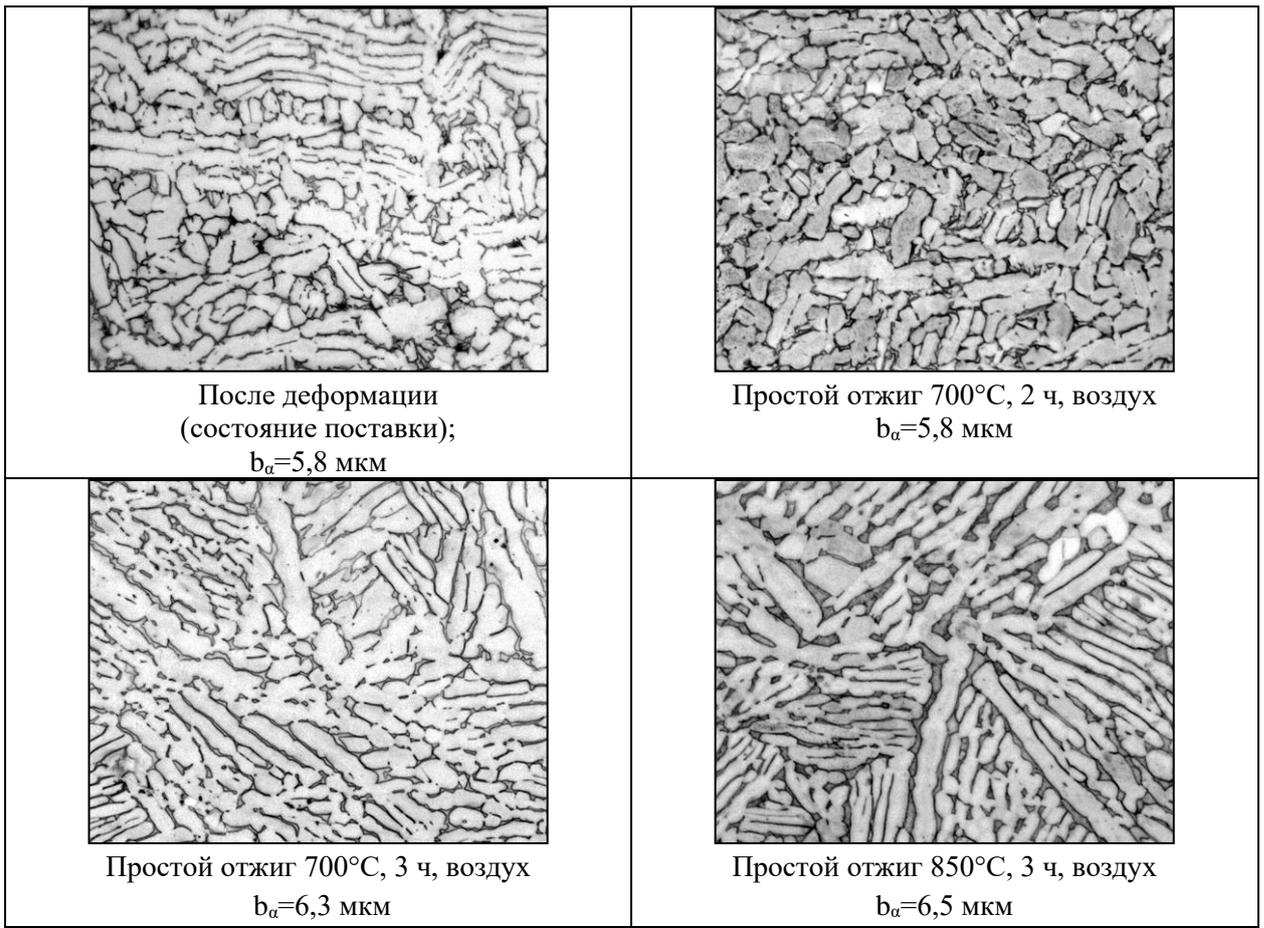


Рис. 4.3.13. Переходная микроструктура прутков диаметром 75 мм из сплава ВТ6 в состоянии поставки и после отжига; $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=7,6\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=2,9\%$; $T_{\text{пп}}=1000^{\circ}\text{C}$.

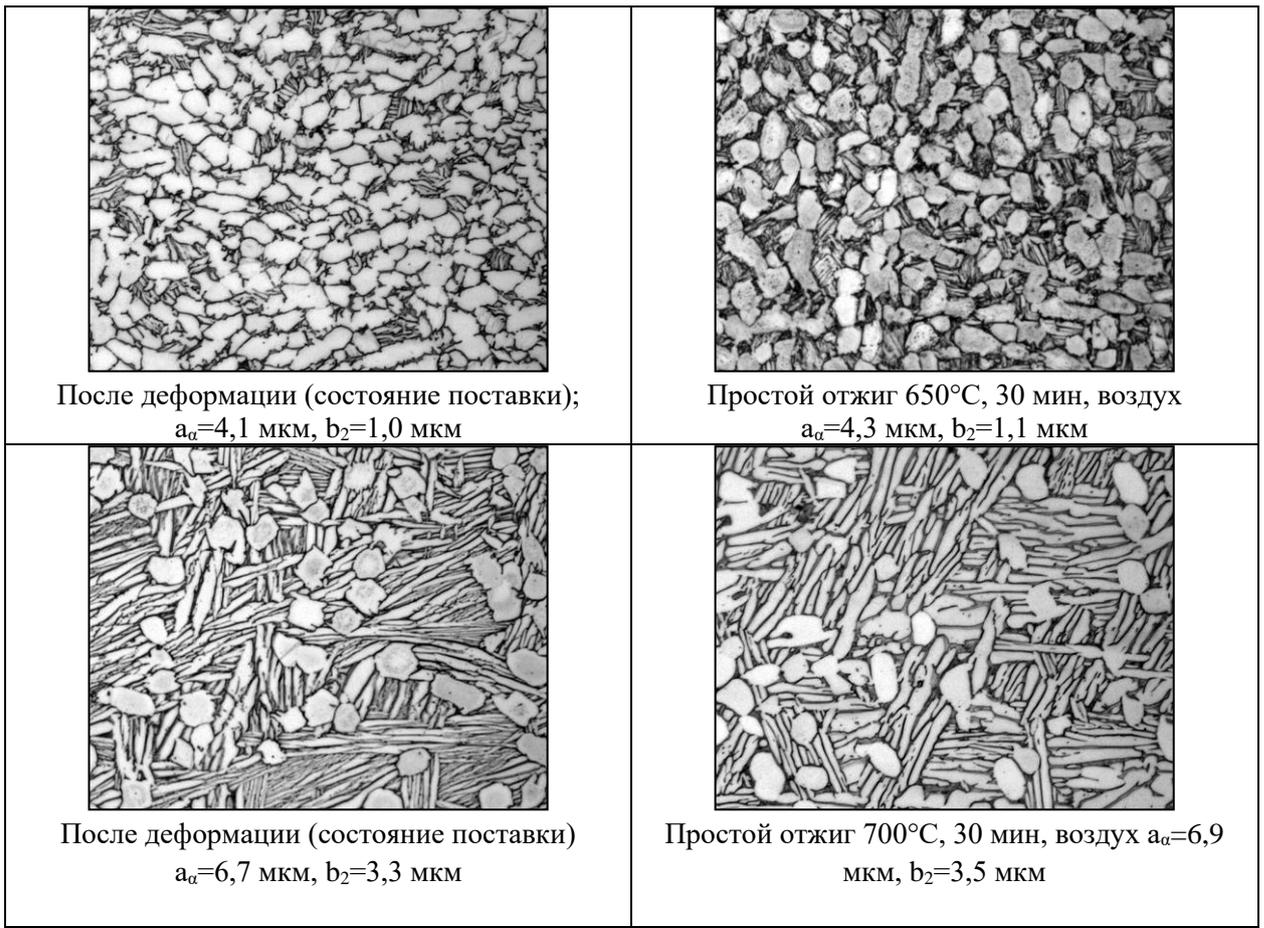


Рис. 4.3.14. Смешанная микроструктура прутков диаметром 40 мм из сплава ВТ6 в состоянии поставки и после отжига; $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=8,8\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=3,0-3,4\%$.

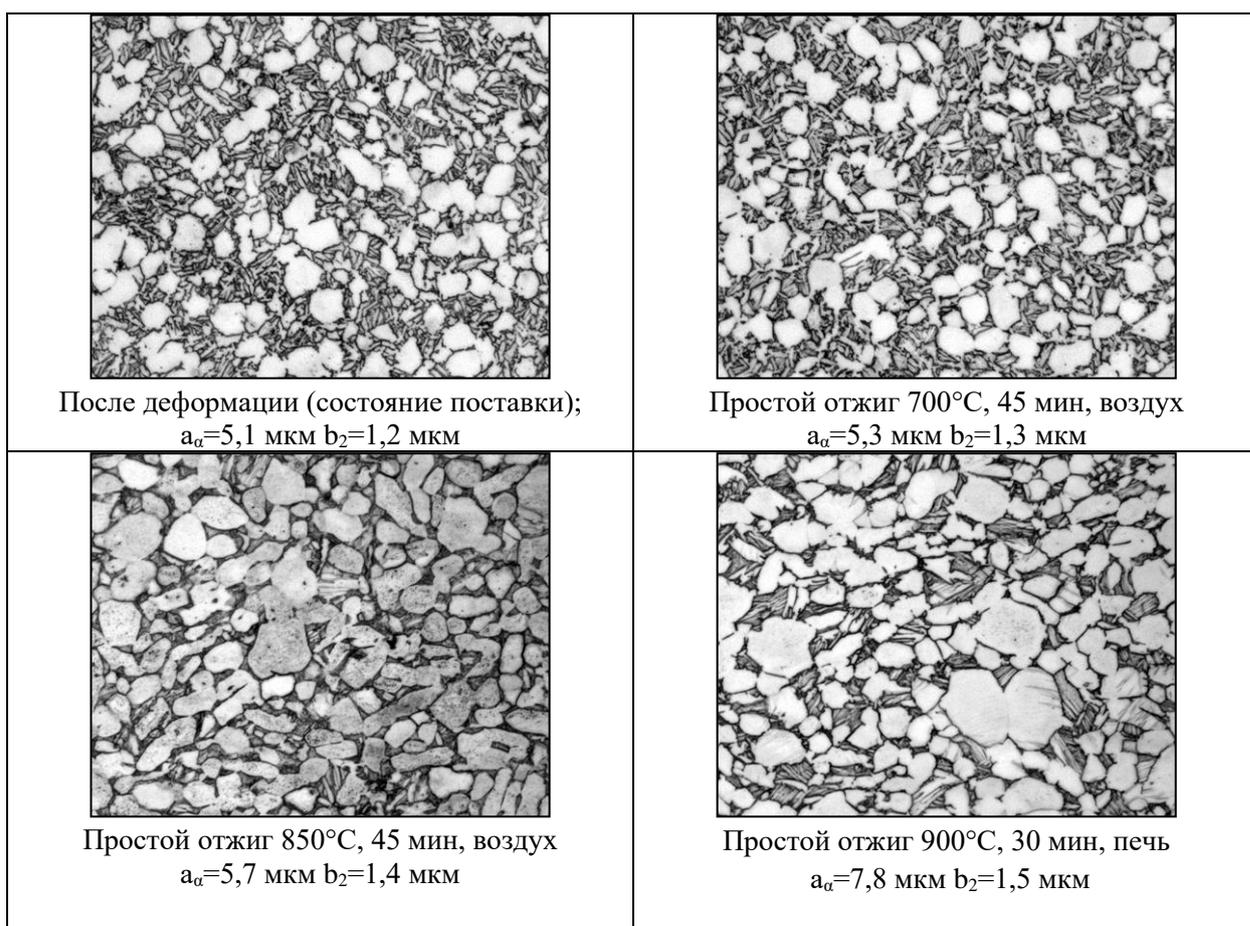


Рис. 4.3.15. Смешанная микроструктура прутков диаметром 16 мм из сплава ВТ6 в состоянии поставки и после отжига; $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=8,84\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=3,4\%$; $T_{\text{пп}}=1000^{\circ}\text{C}$.

На рис. 4.3.16 и 4.3.17 приведены зависимости размера α -глобулей и толщины α -пластин от температур нагрева и скорости охлаждения после простого отжига, первой и второй ступени двойного и изотермического отжигов. С повышением температуры и продолжительности отжига, снижением скорости охлаждения наблюдается укрупнение всех параметров структуры. Для переходной и смешанной структур наблюдаются аналогичные зависимости (рис. 4.3.18). Было установлено, что повышение на $\sim 100^{\circ}\text{C}$ температуры отжига приводит к росту размера глобулей и толщины пластин в среднем на $\sim 0,5-2,0$ мкм для всех типов структуры, что согласуется с данными для сплава ВТ3-1 (см. рис.1.7.9) [39].

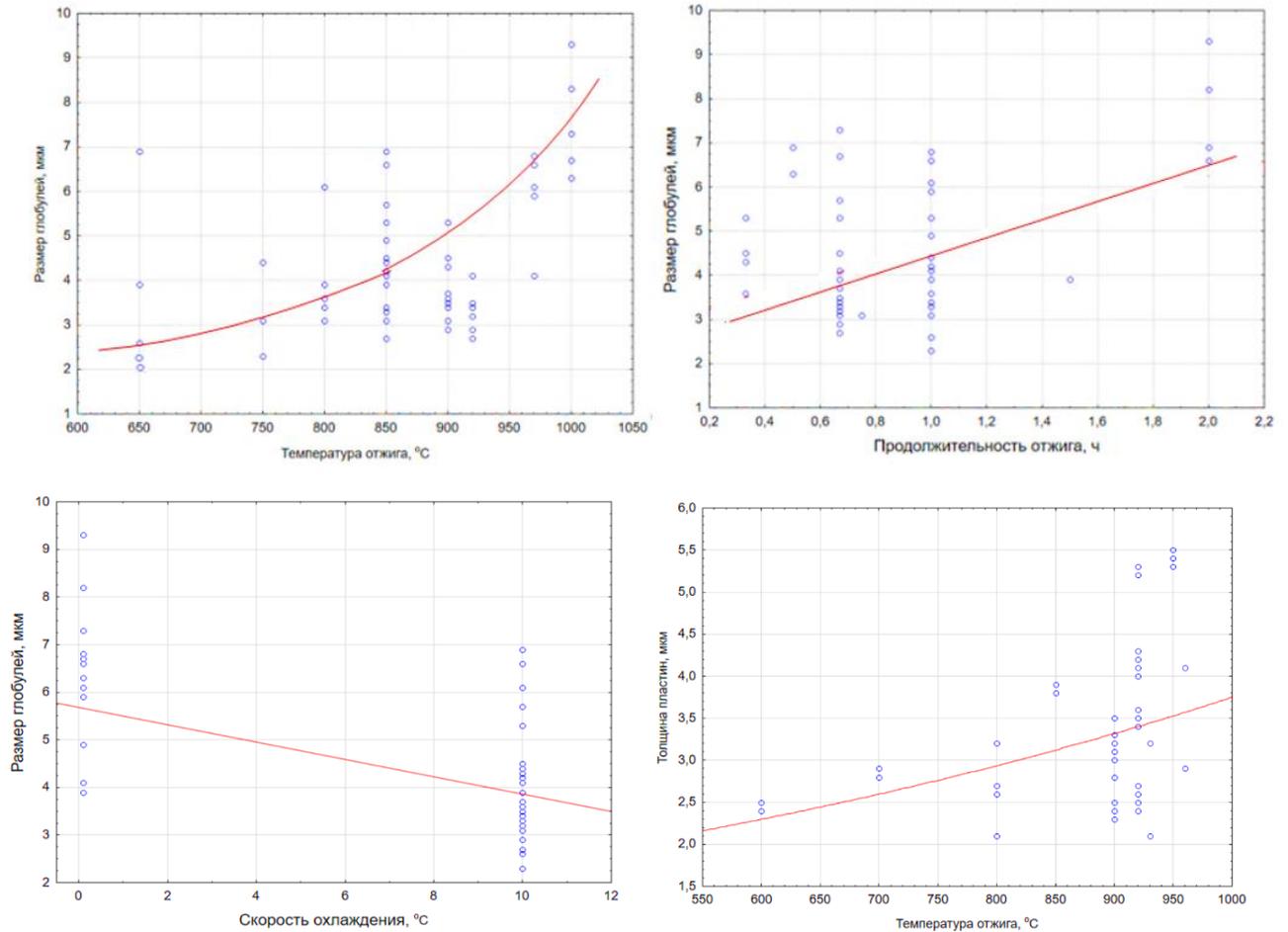


Рис. 4.3.16. Зависимость размера α -глобулей, разницы между размерами глобулей после отжига и деформации a_{α} - $a_{\alpha\text{деф}}$ (для глобулярной структуры) и толщины α -пластин (для пластинчатой структуры) от температуры, скорости охлаждения и продолжительности простого отжига, первой ступени двойного и изотермического отжига.

Из рис. 4.3.17 следует, что разница между размерами глобулей в состоянии поставки и после отжига при температурах ниже 800°C незначительна. В интервале $800\text{-}850^{\circ}\text{C}$ размер глобулей увеличивается в среднем на $\sim 0,5$ мкм, а при $950\text{-}1000^{\circ}\text{C}$ – на $\sim 2,5$ мкм по сравнению с деформированным состоянием. Аналогичные результаты были получены для прутков со смешанной структурой.

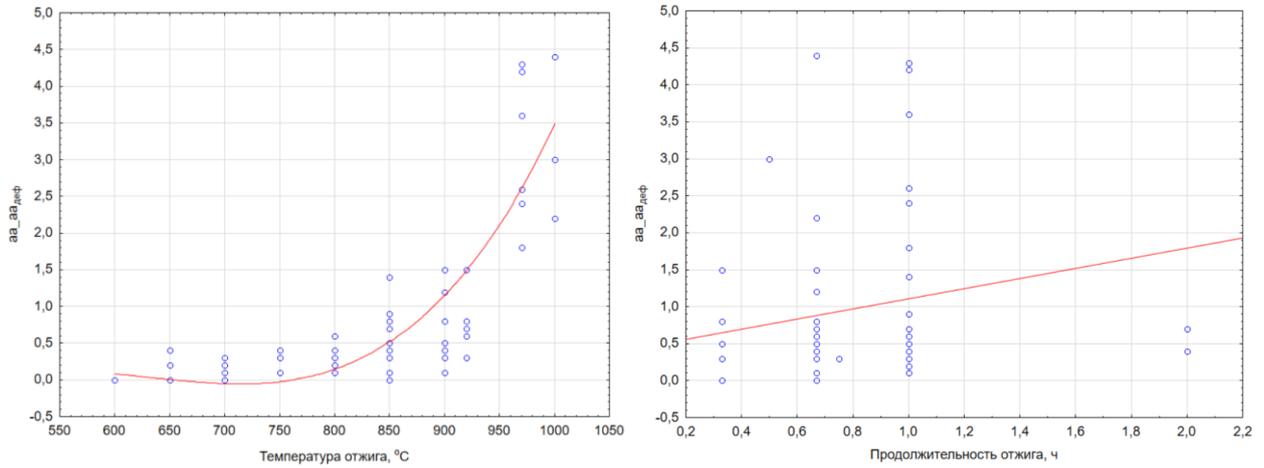


Рис. 4.3.17. Зависимость разницы между размерами глобулей после отжига и деформации $a_\alpha - a_{\alpha\text{деф}}$ (для глобулярной структуры) от температуры и продолжительности простого отжига, первой ступени двойного и изотермического отжига.

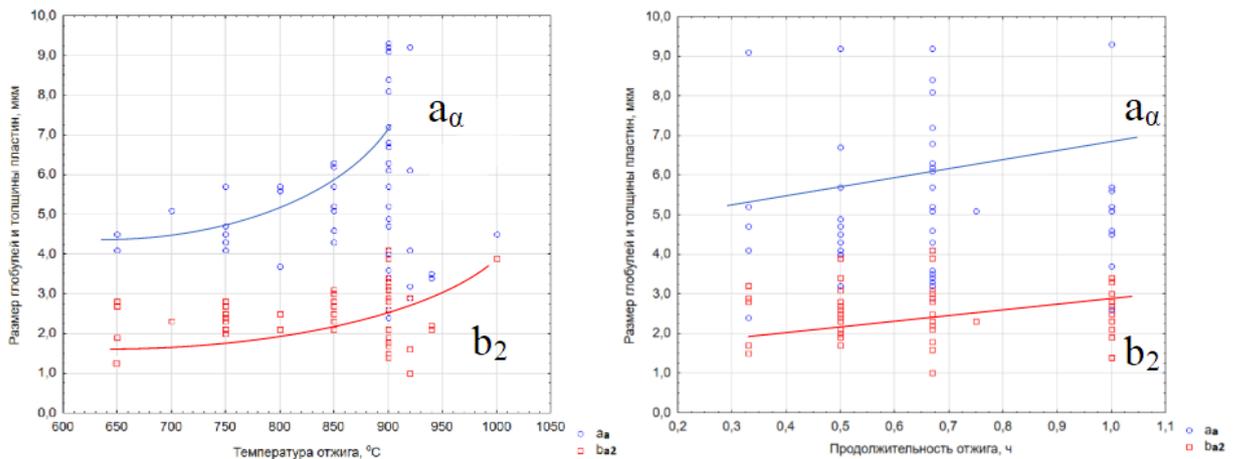


Рис. 4.3.18. Зависимость размера первичных α -глобулей и толщины вторичных α -пластин для смешанной структуры от температуры и продолжительности простого отжига, первой ступени двойного и изотермического отжига прутков сплава ВТ6 диаметром 16-155 мм.

4.3.5. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 от параметров глобулярной структуры

На рис. 4.3.19 приведены зависимости механических свойств прутков сплава ВТ6 с глобулярной структурой от размера глобулей α -фазы. Предел прочности

снижается в среднем с ~ 1040 до ~ 980 МПа с увеличением размера глобулей с 2,0 до 9,3 мкм (~ 8 МПа/мкм), при этом относительное удлинение повышается с ~ 14 до 19% ($\sim 1,0$ %/мкм), что сопоставимо с данными Бруна М.Я. для сплава ВТЗ-1 [2, 38]. Пластичность изменяется более интенсивно в интервале от $a_\alpha=2$ до 6 мкм, а при дальнейшем увеличении размера глобулей δ и ψ изменяются незначительно.

В интервале размеров глобулей менее 4-5 мкм встречается несколько значений механических свойств, выходящих за регламентируемые значения: предел прочности выше 1050 МПа, сужение $\leq 25-30\%$. Для ударной вязкости значения ниже $0,4$ МДж/м² наблюдаются в интервале с 2 до 7 мкм. Такие значения механических свойств имеют прутки, для которых эквивалент по алюминию более $\sim 8,5\%$. При этом суммарном содержании α -стабилизаторов и нейтральных упрочнителей возможно образование α_2 -фазы, которая приводит к росту прочности, но снижению пластичности и термической стабильности сплавов [21].

В табл. 4.3.7 для примера сопоставлены механические свойства прутков диаметром 20-35 мм с различным размером α -глобулей. После отжига при 650 и 800°C в течение 40 мин прутки с $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=9,0\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=3,4\%$ и $a_\alpha=3,8$ мкм имеют значения предела прочности 1050-1064 МПа, лежащие выше НД (1050 МПа). Повышение температуры отжига и снижение эквивалентов по алюминию и молибдену $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=8,2-8,5\%$, $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{cmp}}=3,3-3,7\%$ привело к уменьшению предела прочности до 1015-1034 МПа. Таким образом, если эквивалент по алюминию более $\sim 8,5\%$, а размер глобулей менее $\sim 4-5$ мкм, то прутки сплава ВТ6 с глобулярной структурой могут иметь свойства, не удовлетворяющие требованиям ОСТ.

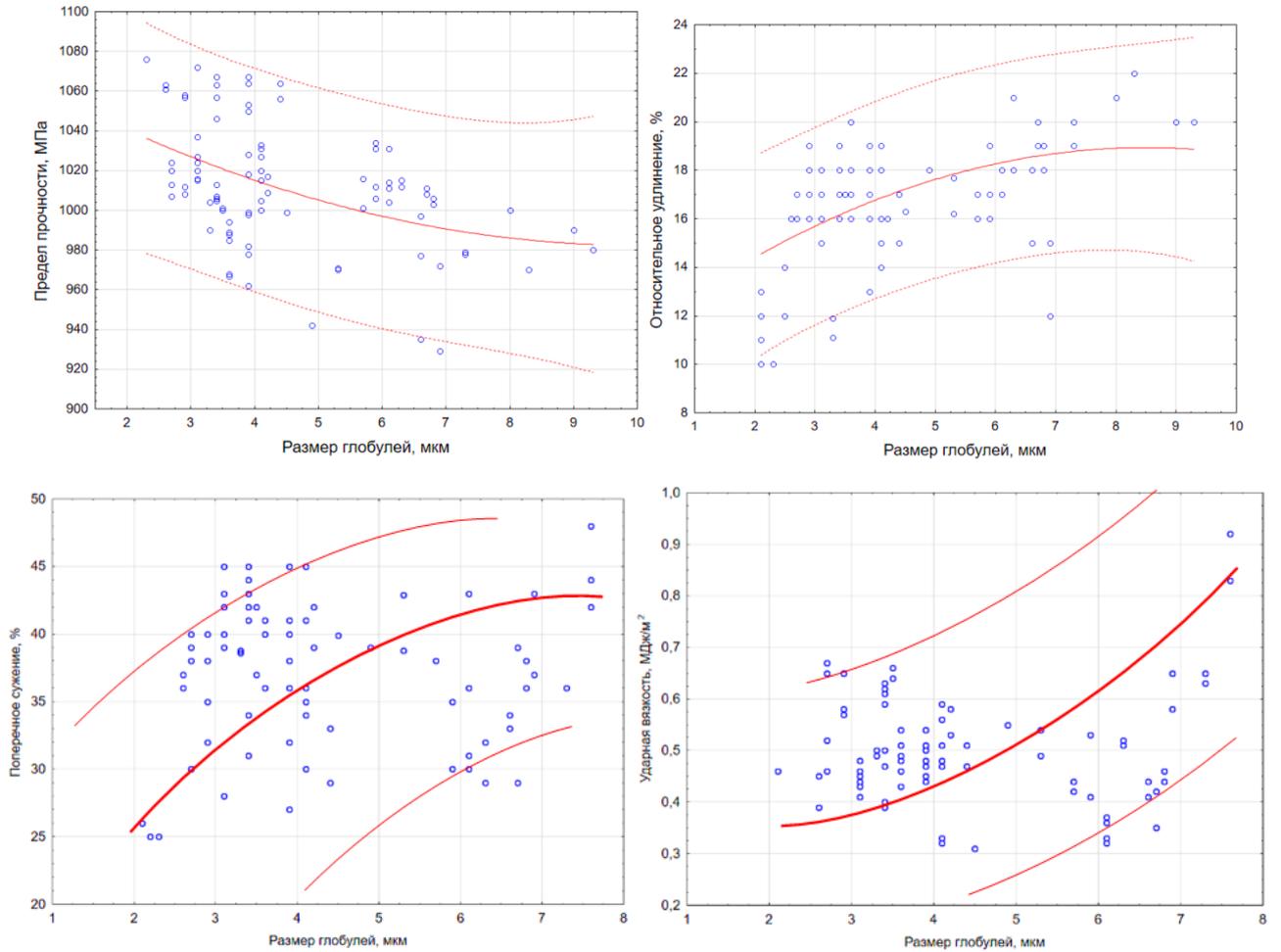


Рис. 4.3.19. Влияние размера α -глобулей на предел прочности, относительное удлинение, поперечное сужение и ударную вязкость прутков сплава ВТ6 диаметром 16-90 мм с глобулярной структурой (все виды отжига).

Таблица 4.3.7

**Механические свойства прутков диаметром 25-30 мм из сплава ВТ6
с глобулярной структурой**

Режим отжига	a_α, мкм	[Al]_{ЭКВ}^{стр} %	[Mo]_{ЭКВ}^{стр} %	σ_в, МПа	δ, %	ψ, %	КСУ, МДж/м²	НRC
Состояние поставки	3,3	9,0	3,4	-	-	-	-	36
650°C, 40 мин, воздух	3,5			1050-1053	17	32-36	0,45-0,47	35
800°C, 40 мин, воздух	3,8			1064-1067	16-18	24-27	-	36
970°C, 60 мин, печь + 750°C, 2ч, воздух	7,0			1031-1034	16-17	27-30	0,41-0,45	35
Состояние поставки Ø25 мм	3,5	8,5	3,7	-	-	-	-	32
920°C, 40 мин, воздух + 500°C, 4ч, воздух	3,9			1031-1033	16-18	36-41	0,56-0,59	33
Состояние поставки Ø20 мм	3,5	8,2	3,3	-	-	-	-	34
800°C, 45 мин, воздух	3,6			1015-1016	17	40-45	0,44-0,46	33

4.3.6. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 от параметров пластинчатой структуры

На рис. 4.3.20 приведены зависимости механических свойств прутков сплава ВТ6 с пластинчатой структурой от толщины пластин α-фазы после всех видов отжига. Предел прочности снижается в среднем с ~930 до ~840 МПа с увеличением толщины пластин с ~2,0 до ~5,5 мкм (на ~25 МПа/мкм). Область значений прочности, лежащих выше линии регрессии на рис. 4.3.20, относится к сплавам с эквивалентом по алюминию 8,4-9,6%, а ниже – 7,2-8,4%.

На зависимостях относительного удлинения и поперечного сужения наблюдается максимум при толщине пластин 3,5-4,5 мкм, которая по данным Бруна М.Я. является границей, разделяющей области с высокой и более низкой чувствительностью свойств сплавов к структуре. Сначала пластичность

возрастает (δ на $\sim 4\%$ и ψ на $\sim 10\%$ на 1 мкм), а затем снижается, что сопоставимо с данными Бруна М.Я. для сплава ВТЗ-1 [2, 38]. На зависимостях ударной вязкости от толщины α -пластин можно выделить две области с одинаковой интенсивностью роста, соответствующей $\sim 0,15$ МДж/м² на 1 мкм. Верхнюю область значений $KCU=0,9-1,14$ МДж/м² имеют прутки с эквивалентом по алюминию 7,2-8,2%, а нижнюю $KCU=0,5-0,85$ МДж/м² – с эквивалентом по алюминию 8,4-9,3%. Необходимо отметить, что для прутков с пластинчатой структурой все значения KCU лежат выше НД (0,4 МДж/м²) независимо от химического состава.

При толщине пластин от 2,5 до 5,5 мкм встречаются значения прочности, выходящих за регламентируемые значения: $\sigma_b < 850-900$ МПа, что характерно для прутков с эквивалентами по алюминию и молибдену $< 8,2\%$ и $< 3,4\%$ соответственно (рис. 4.3.8, рис. 4.3.20, табл. 4.3.8). Относительное удлинение $\delta \leq 10\%$ наблюдаются при толщине пластин 2,0-3,0 мкм или более 4,0-5,0 мкм при $[Al]_{\text{экв}}^{cmp} \geq 8,6\%$. Значения поперечного сужения $\psi = 25-30\%$ имеют прутки с эквивалентом по алюминию 7,2-8,0%, а $\psi < 25\%$ с алюминиевым эквивалентом более 8,0% (рис. 4.3.8).

Таблица 4.3.8

Механические свойства прутков диаметром 25 мм из сплава ВТ6
с пластинчатой структурой

Режим отжига	b_a , мкм	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$ %	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$ %	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , МДж/м ²	HRC
Состояние поставки	2,3	7,2	3,0	-	-	-	-	25
800°C, 40 мин, воздух	3,3			861-863	17-18	41-43	-	-
900°C, 40 мин, воздух	3,5			863-865	16	39-43	-	26
920°C, 40 мин, воздух + 475°C, 5ч, воздух	5,3			869-870	14-15	26-30	0,78-0,85	29
Состояние поставки	3,0	8,8	3,4	-	-	-	-	36
970°C, 60 мин, печь + 750°C, 2ч, воздух	4,9			1001-1004	10-14	20-23	0,39-0,4	33

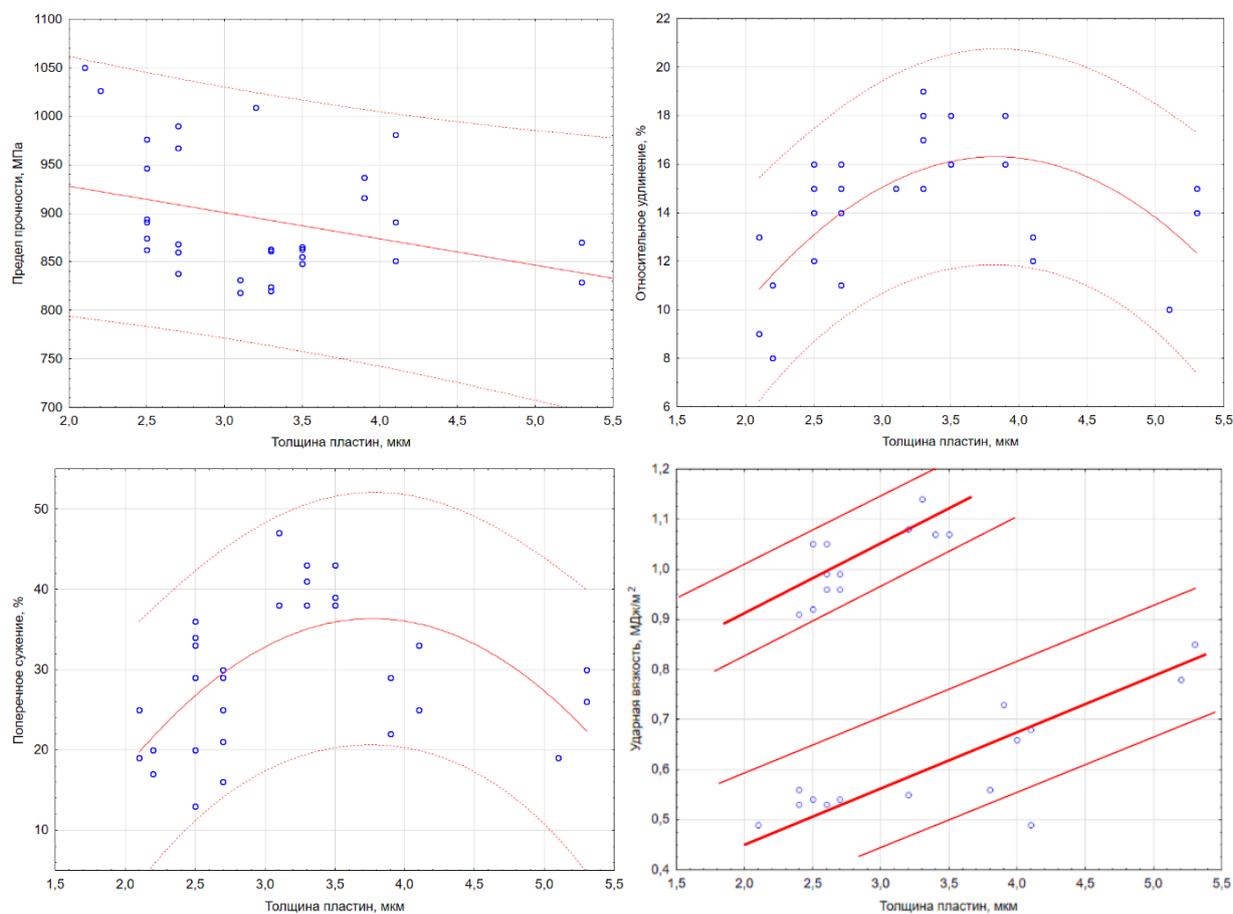


Рис. 4.3.20. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 диаметром 20-155 мм от толщины α -пластин (пластинчатая структура, разные виды отжига, охлаждение на воздухе и с печью).

4.3.7. Зависимость механических свойств от параметров переходной структуры

На рис. 4.3.21 приведены зависимости механических свойств прутков сплава ВТ6 с переходной структурой от толщины пластин α -фазы. Зависимости аналогичны вышеприведенным для пластинчатой структуры. Предел прочности снижается в среднем с 1020 до 950 МПа с увеличением толщины пластин с 1,3 до 5,5 мкм (на ~ 17 МПа/мкм). На зависимостях относительного удлинения и поперечного сужения наблюдается максимум при толщине пластин 3-4 мкм, но он менее выражен по сравнению с пластинчатой структурой.

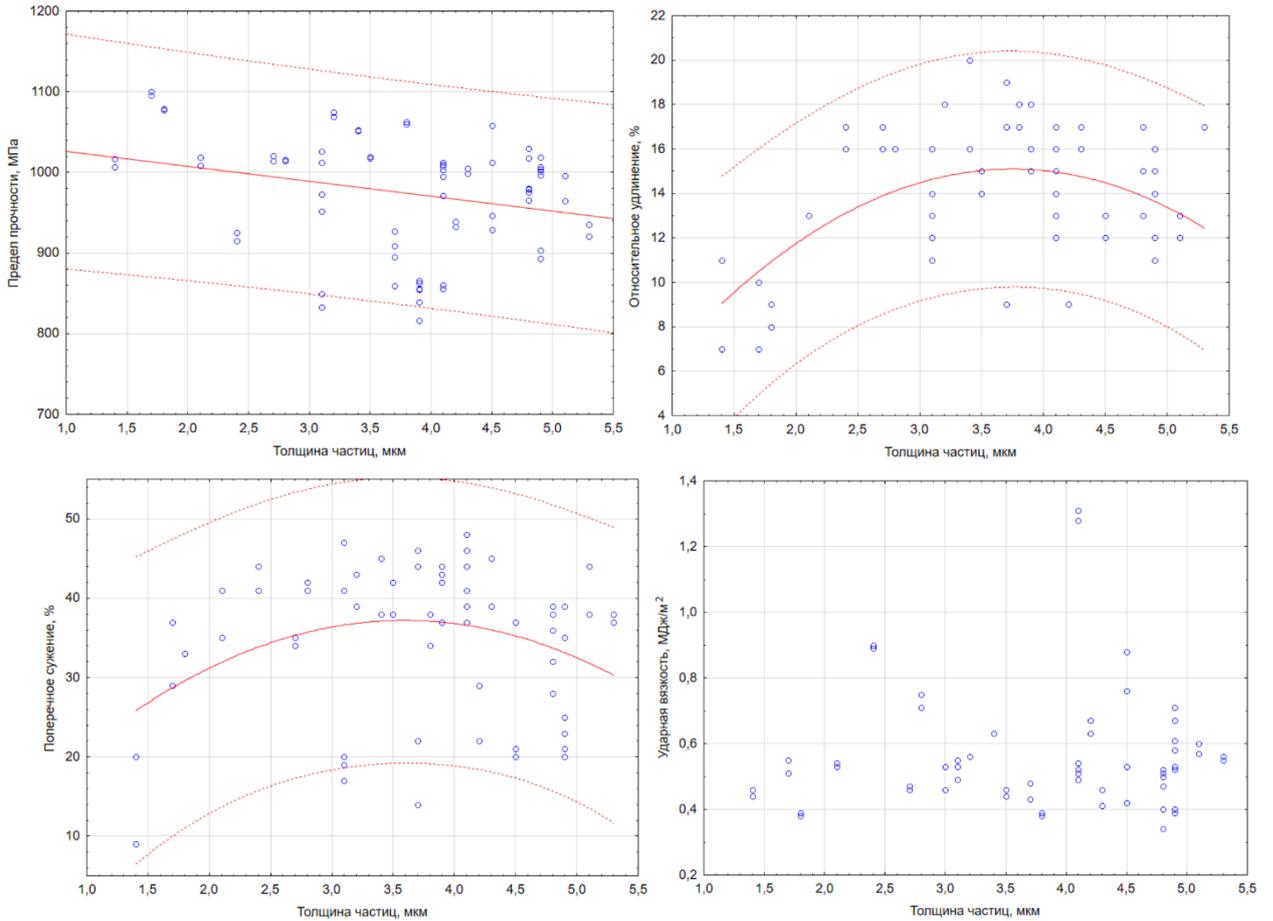


Рис. 4.3.21. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 диаметром 20-155 мм от толщины α -частиц (переходная структура, разные виды отжига, охлаждение на воздухе и с печью).

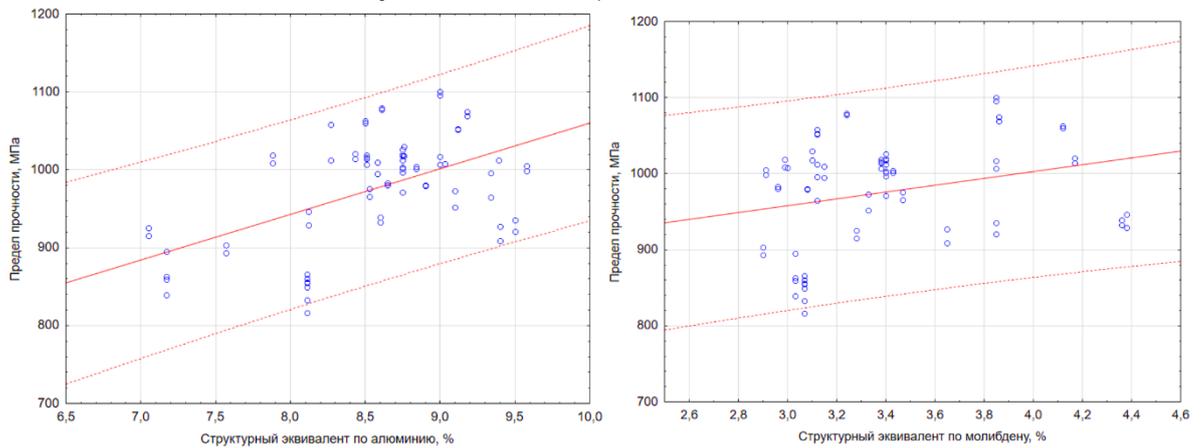


Рис. 4.3.22. Зависимость предела прочности прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 с переходной структурой от эквивалентов по алюминию и молибдену после разных видов отжига.

Относительное удлинение $\delta \leq 10\%$ и поперечное сужение $\psi \leq 25-30\%$ встречается практически при всех размерах α -частиц для прутков с $[Al]_{\text{экв}}^{\text{cmp}} \geq 8,5\%$. Предел прочности менее 900 МПа наблюдается при эквивалентах по алюминию менее 8,2%, по молибдену менее 3,2% и размерах α -частиц более 3,2 мкм.

4.3.8. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 от параметров смешанной структуры

На рис. 4.3.23 и 4.3.24 приведены зависимости механических свойств прутков сплава ВТ6 со смешанной структурой от химического состава, размера глобулей первичной α -фазы и толщины пластин вторичной α -фазы. Зависимости аналогичны приведенным выше для глобулярной и пластинчатой структуры.

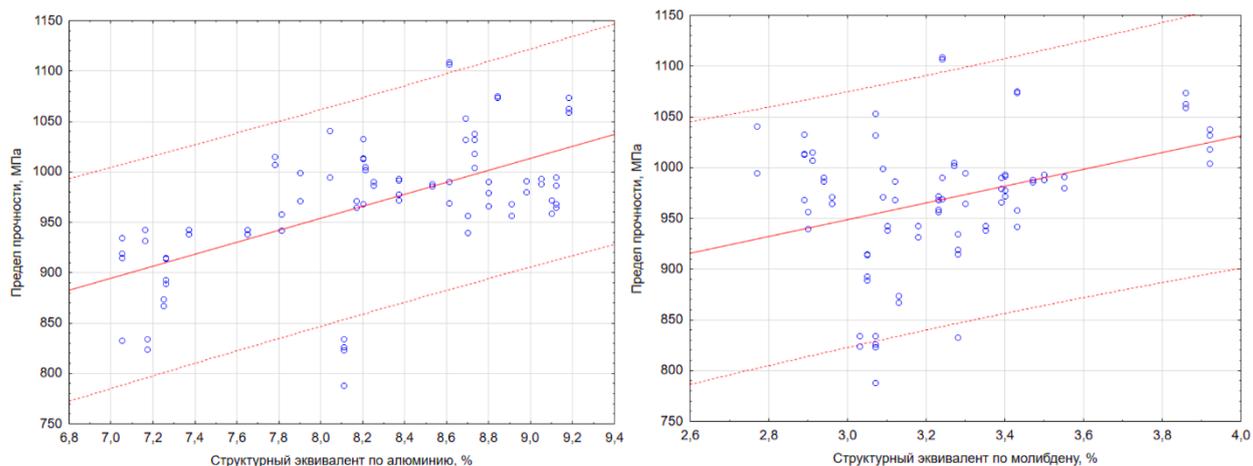


Рис. 4.3.23. Зависимость предела прочности прутков диаметром 16-155 мм из сплава ВТ6 со смешанной структурой от эквивалентов по алюминию и молибдену после разных видов отжига.

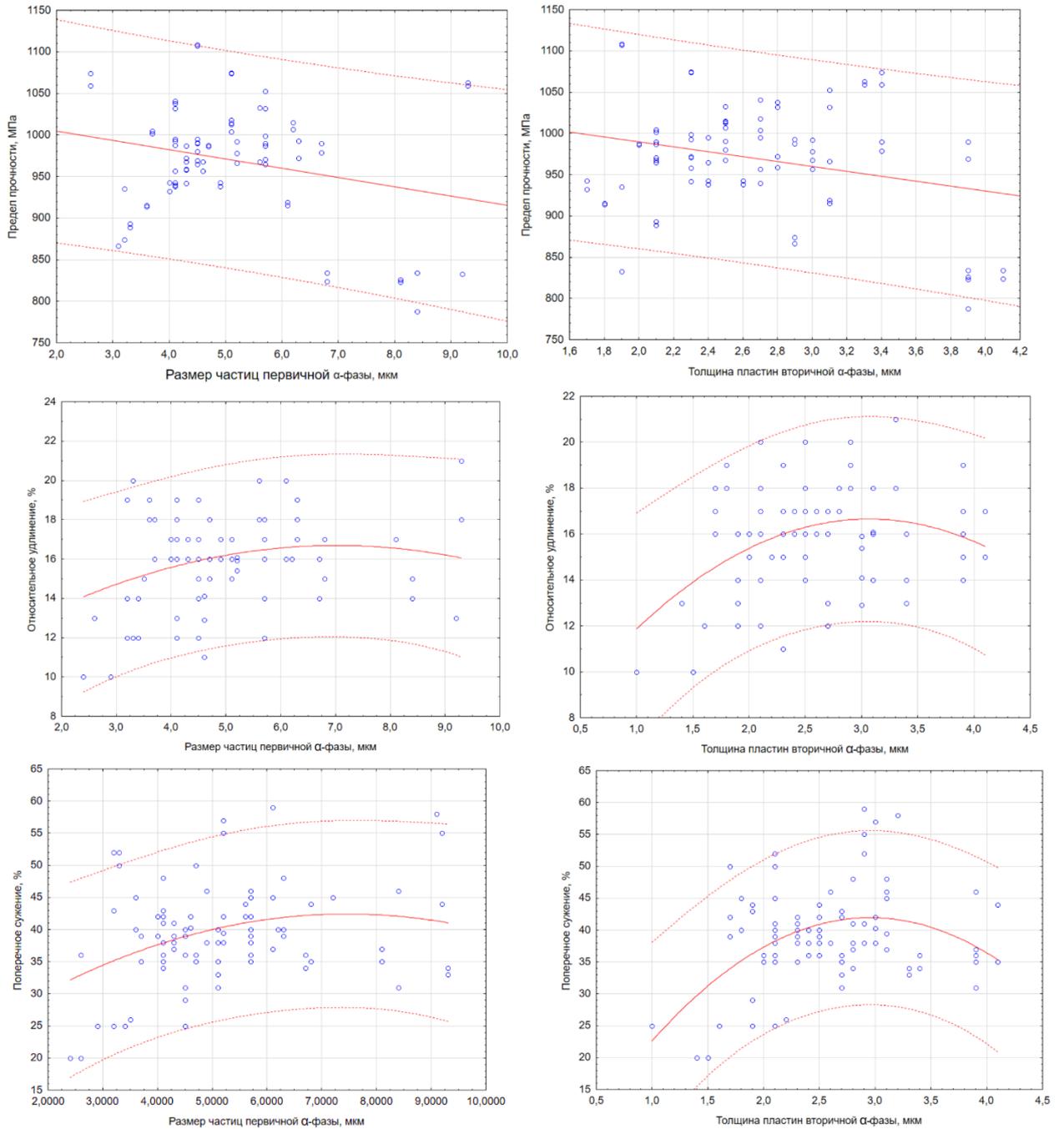


Рис. 4.3.24. Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 диаметром 20-155 мм от размера глобулярных частиц первичной α -фазы и толщины пластин вторичной α -фазы (смешанная структура, разные виды отжига, охлаждение на воздухе и с печью).

4.3.9. Прогнозирование механических свойств прутков сплава ВТ6 от эквивалентов по алюминию и молибдену и параметров структуры

На основе проведенных исследований целесообразно выявить структурное состояние с учетом химического состава, обеспечивающее требуемый комплекс кратковременных механических свойств прутков из сплава ВТ6, а также обосновать режимы отжига, которые обеспечивают стабильный уровень свойств.

В табл. 4.3.9 приведены регрессионные зависимости предела прочности от эквивалентов по алюминию и молибдену и параметров структуры. На рис. 4.3.25 сопоставлены фактические и расчетные значения предела прочности прутков сплава ВТ6 с глобулярной и пластинчатой структурой, которые показывают приемлемое соответствие между фактом и прогнозом.

На основе моделей, приведенных в табл. 4.3.9, построены диаграммы:

- в координатах «Структурный эквивалент по алюминию – параметры структуры – предел прочности» при различных значениях эквивалента молибдену: по нижней границе 3σ -интервала $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=2,4\%$, по середине $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=3,3\%$ и по верхней границе $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=4,2\%$;

- в координатах «Структурный эквивалент по алюминию – структурный эквивалент по молибдену - параметры структуры» при $\sigma_{\text{в}}=975$ МПа.

На рис. 4.3.26 и 4.3.27 для примера приведены такие диаграммы для прутков с глобулярной и пластинчатой структурой при среднем значении эквивалента по молибдену 3,3%. На диаграммах отмечена линия, соответствующая эквиваленту по алюминию, равному 9%. Свыше этих значений в сплаве ВТ6 возможно образование фазы α_2 , которая приводит к падению пластичности и снижению термической стабильности сплавов. Чем больше эквиваленты по алюминию и молибдену и мельче параметры структуры, тем более высокий уровень прочности прутков можно получить после отжига.

Таблица 4.3.9

Результаты регрессионного анализа зависимости предела прочности прутков из сплава ВТ6 от параметров структуры и эквивалентов по алюминию и молибдену

Тип структуры	Регрессионная модель	R	S*, МПа
Глобулярная	$\sigma_b = 350 + 65[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} + 45[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} - 11 \cdot a_\alpha$	0,75	30
Переходная	$\sigma_b = 332 + 65[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} + 45[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} - 18b_\alpha$	0,72	29
Смешанная	$\sigma_b = 430 + 65[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} + 45[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} - 11 \cdot a_\alpha - 30 \cdot b_2$	0,78	24
Пластинчатая	$\sigma_b = 290 + 65[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} + 45[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{сmp}} - 18b_\alpha$	0,77	25

Примечание: * S – статистическая ошибка модели.

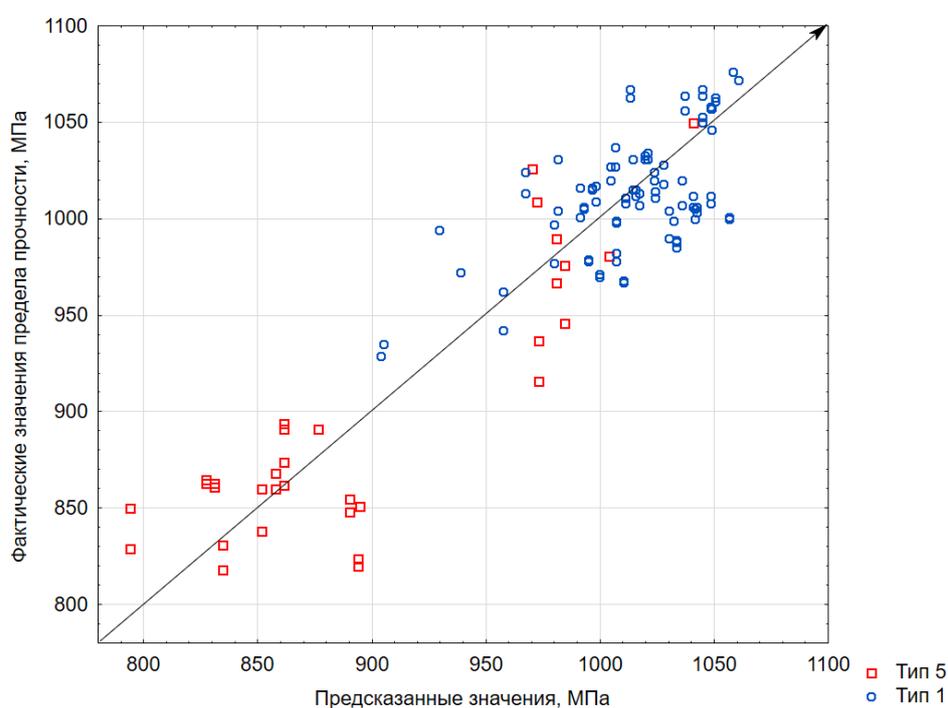
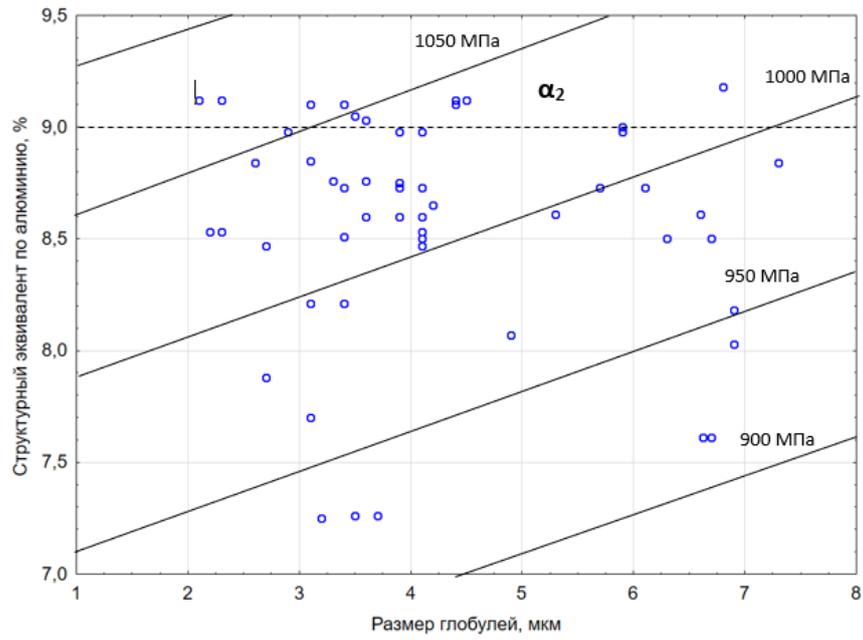
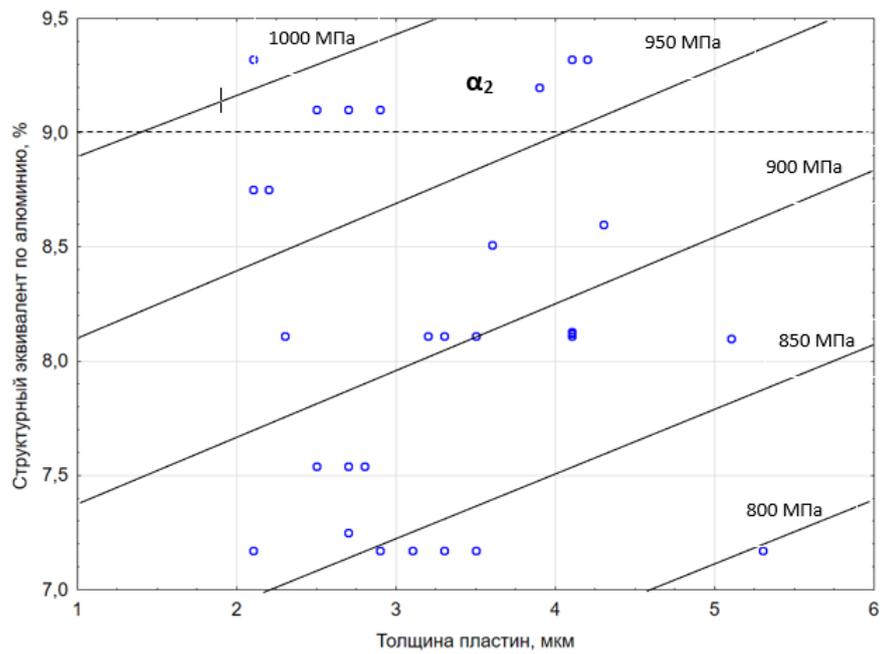


Рис. 4.3.25. Сопоставление фактических и предсказанных значений предела прочности прутков сплава ВТ6 с глобулярной (тип 1) и пластинчатой (тип 5) структурами.



а



б

Рис. 4.3.26. Диаграммы «Эквивалент по алюминию – параметр структуры – предел прочности» для глобулярной (а) и пластинчатой (б) структур при эквиваленте по молибдену 3,3%.

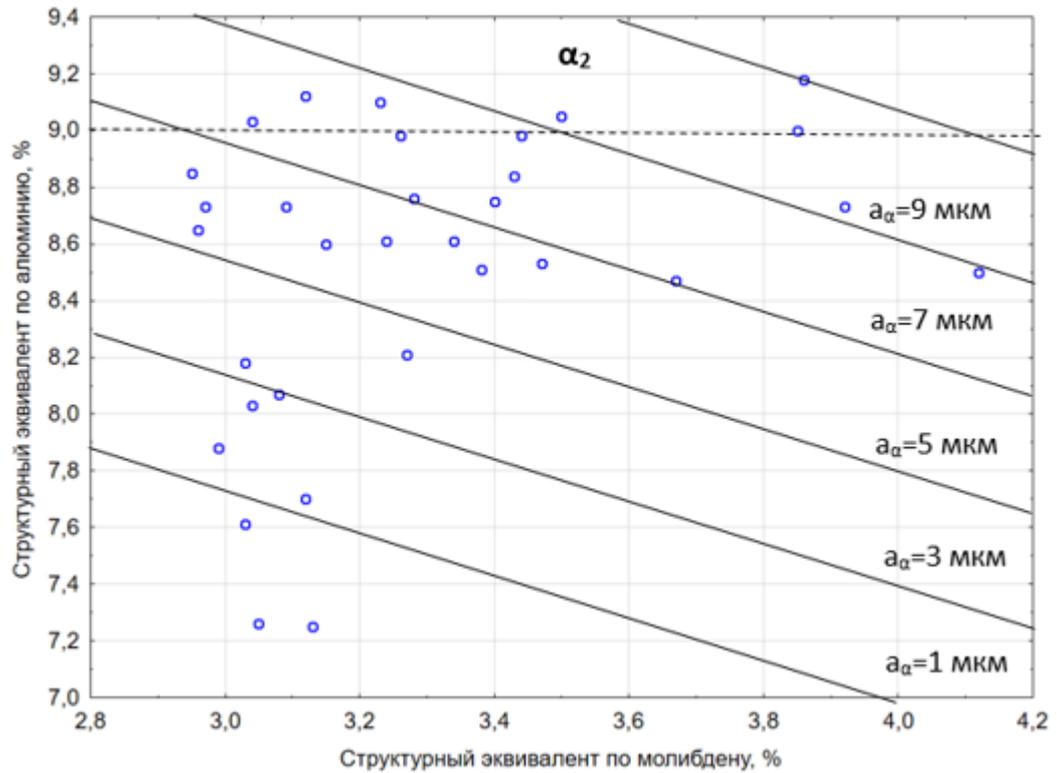


Рис. 4.3.27. Диаграмма «Эквивалент по алюминию – эквивалент по молибдену – толщина α -глобулей» для прутков диаметром 15-100 мм из сплава ВТ6 с глобулярной структурой и пределом прочности 975 МПа, соответствующим среднему значению по ОСТ1 90173-75.

Из диаграмм следует, что для каждого типа структуры существует большое число комбинаций химического состава и размеров структурных составляющих, которые удовлетворяют требованиям отраслевых стандартов по пределу прочности (900-1050 МПа). Однако для прутков с глобулярной и смешанной структурами для этого существует больше вариантов по сравнению с пластинчатой и переходной структурами. Например, для глобулярной структуры значение 900 МПа наблюдается для прутков с эквивалентом по алюминию, начиная с $\sim 7,1\%$, а с пластинчатой – с $\sim 7,4\%$ при размерах $a_\alpha = 4,5 \text{ мкм}$ и $b_\alpha = 1,0 \text{ мкм}$ соответственно (рис. 4.3.26).

Необходимо отметить, что для повышения стабильности и воспроизводимости свойств в партии полуфабрикатов целесообразно стремиться

к обеспечению значений предела прочности, соответствующих среднему по ОСТ1 90173-75 и ГОСТ 26492-85 (например, для прутков диаметром 10-100 мм - 975 МПа).

При глобулярной структуре предел прочности 975 МПа можно получить при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=8,4\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=3,8\%$, $a_{\alpha}=7,0$ мкм или при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=7,5\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=3,3\%$, $a_{\alpha}=1,0$ мкм (рис. 4.3.26, а; 4.3.27). Для пластинчатой структуры с $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{cmp}}=3,3\%$ эквивалент по алюминию должен возрасти до 8,5% (при $b_{\alpha}=1,0$ мкм) или до 9,0% (при $b_{\alpha}=2,5$ мкм), чтобы обеспечить тот же уровень прочности (рис. 4.3.26, б).

Однако в работах [79, 113] было показано, что для сплавов типа Ti-6Al-4V целесообразно установить максимально допустимое суммарное содержание α -стабилизаторов, исключаящее негативное влияние алюминидов титана на свойства при $Al_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}} \geq 9\%$, в зависимости от технологического разброса.

Проведем вероятностную оценку возможности появления прутков сплава ВТ6 с $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}} > 9\%$ по соотношениям:

$$P([Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}} > 9\%) = P(9\% < X_{[Al]} < +\infty) = \Phi(+\infty) - \Phi(U) = 0,5 - \Phi(U); (4.3.1)$$

$$P_t^B = P([Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}} > 9\%) \cdot 100\%; (4.3.2)$$

$$U = \frac{9\% - \bar{x}_{Al}}{S_{[Al]}}$$

где \bar{x}_{Al} – выборочное среднее значение эквивалента по алюминию; $S_{[Al]}$ – стандартное отклонение эквивалента по алюминию; $\Phi(U)$ – функция Лапласа.

Для исследованной партии прутков среднее статистическое значение эквивалента по алюминию равно $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}=8,5\%$, а стандартное отклонение $S_{[Al]}=0,6\%$. Расчет №1 показывает, что около 200 слитков из 1000 могут иметь эквивалент по алюминию более 9,0% (табл. 4.3.10). Для того, чтобы исключить возможность появления таких слитков, необходимо, чтобы $P([Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}} > 9\%) \leq 0,0005$. Тогда, если оставить разброс на том же уровне, необходимо снижать среднее значение эквивалента по алюминию до $\sim 7,0\%$, что, естественно, недопустимо (расчет №2).

Таблица 4.3.10

Вероятностный процент P_t^B появления прутков сплава ВТ6 с $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} \geq 9\%$

№ расчета	\bar{X} , %	$S_{[Al]}$, %	P_t^B , %	Вероятностное количество слитков с $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} \geq 9\%$ на 1000 слитков
1	8,5	0,6	20,3	~200
2	7,0	0,6	0,05	~0
3	8,0	0,25	0,03	~0

По литературным данным [113] и собственным исследованиям (табл. 4.1.2) технологический разброс при производстве различных полуфабрикатов соответствует $S_{[Al]} = 0,2-0,7\%$, при этом типичным является $S_{[Al]} = 0,25-0,35\%$. Расчет №3 показывает, что при стандартном отклонении $S_{[Al]} \leq 0,25\%$ и эквиваленте по алюминию $\sim 8,0\%$ вероятность появления прутков с $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} > 9\%$ практически равна нулю (табл. 4.3.10).

Таким образом, с учетом существующего технологического разброса и исключения возможности образования алюминида титана α_2 целесообразно обеспечить следующие средние статистические значения: $[Al]_{ЭКВ}^{cmp} = 8,0\%$, $[Mo]_{ЭКВ}^{cmp} = 3,3\%$. Тогда для глобулярной структуры размер глобулей должен соответствовать $\sim 3,5-4,5$ мкм для получения $\sigma_B = 975$ МПа (рис. 4.3.26, 4.3.27). Такие параметры для прутков, имеющих после деформации глобулярную структуру с размером глобулей $\sim 3,0-4,0$, можно получить после отжига в интервале температур $800-850^\circ\text{C}$ (рис. 4.3.16, рис. 4.3.17).

Для смешанной структуры размер частиц первичной α -фазы должен быть $\sim 5,0-6,0$ мкм, а толщина пластин вторичной α -фазы $\sim 1,5-2,5$ мкм. Такие параметры для прутков, имеющих после деформации смешанную структуру с параметрами $a_\alpha \sim 4,5-5,5$, $b_2 \sim 1,0-2,0$ мкм, можно сформировать в том же интервале, что и для глобулярной структуры - $800-850^\circ\text{C}$.

С учетом данных работ [79, 113] для прутков с глобулярной структурой целесообразно проведение отжига при температурах $820-840^\circ\text{C}$, со смешанной - $800-820^\circ\text{C}$ с последующим охлаждением на воздухе. Продолжительность отжига зависит от диаметра прутка в соответствии с ПИ 1.2.587-02 [80].

В табл. 4.3.11 приведены механические свойства прутков диаметром 20 и 30 мм с глобулярной и смешанной структурами. Прутки имеют значения эквивалентов и параметров структуры, близкие к указанным выше.

Таблица 4.3.11

Механические свойства прутков диаметром 20 и 30 мм из сплава ВТ6 после простого отжига (охлаждение на воздухе)

Структура	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$ %	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$ %	Режим отжига	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
Глобулярная $a_{\alpha}=3,8$ мкм	8,2	3,3	850°C, 45 мин	988	18	41	0,46
				1002	17	36	0,44
Смешанная $a_{\alpha}=5,3$ мкм, $b_2=1,8$ мкм	8,2	3,0	800°C, 40 мин	987	12	36	0,56
				990	14	38	0,62

Предел прочности прутков с рекомендуемыми выше эквивалентами, параметрами и режимами отжига близок к прогнозируемому значению, а остальные свойства удовлетворяют требованиям ОСТ1 90173-75.

Необходимо отметить, что тип структуры и размеры структурных составляющих закладываются на стадии горячей деформации. В процессе последующей выдержки при температурах отжига происходит только некоторый рост параметров структуры. Поэтому было бы целесообразно проанализировать совместное влияние химического состава, режимов деформации и отжига, что не удалось выполнить в рамках данной работы из-за отсутствия таких статистических данных.

4.4. Статистическая оценка влияния химического состава на механические свойства поковок дисков титанового сплава ВТ6

Цель данного этапа работы состояла в оценке влияния колебаний марочного состава и температура закалки на механические свойства штампованных поковок дисков титанового сплава ВТ6.

Исследуемыми факторами послужили данные промышленного контроля химического состава слитков (содержание Al, V и тринадцати примесей,

структурные эквиваленты по алюминию $[Al]_{экв}^{стп}$ и молибдену $[Mo]_{экв}^{стп}$) и механические свойства более 695 образцов (предел прочности, относительное удлинение, поперечное сужение, ударная вязкость КСУ и КСТ, число циклов до разрушения N при $\sigma=450$ МПа). Структурные эквиваленты по алюминию и молибдену оценивали по соотношениям (1.1.2, 1.1.5). Поковки были подвергнуты термической обработке по режиму: температура нагрева 930-950⁰С, выдержка 2 часа, охлаждение в воде и старение при температуре 750⁰С, выдержка 2 часа, охлаждение на воздухе. Микроструктура поковок относилась преимущественно к глобулярно-пластинчатому (смешанному) типу и в основном имела баллы 2 и 2а по 9-балльной шкале (рис. 4.4.1).

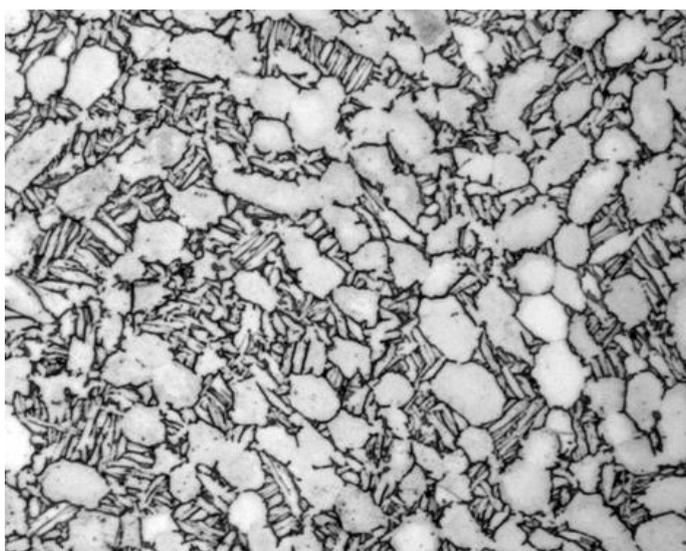


Рис. 4.4.1. Микроструктура штампованных поковок из сплава ВТ6 после закалки и старения.

В табл. 4.4.1 приведены результаты первичной статистической обработки содержания легирующих элементов и примесей в слитках ВДП и ГВДП. Химический состав слитков, выплавленных разными способами, мало отличается, но можно отметить несколько большее содержание примесей в слитках ВДП. Диапазоны легирования основными компонентами (Al, V) не выходят за установленные пределы по ОСТ1 90013 [64]. Коэффициент вариации равен 1,5 и

3,0 %, что свидетельствует о достаточно высокой однородности химического состава в пределах марки сплава и удовлетворяет требованиям Руководства Р СЦМ-04-2010 ($\leq 7\%$). Содержание кислорода соответствует ОСТ и лежит в интервале 0,16-0,19%. Однако гистограммы для алюминия, ванадия и кислорода сдвинуты к верхнему пределу поля допуска, а среднее фактическое значение алюминия и ванадия выше среднего по ОСТ на 0,5 % (рис. 4.4.2). По сравнению с прутками, изготовленными на СМК, СТК и ЗМЗ, разброс эквивалентов меньше, но эквивалент по молибдену выше.

Необходимо отметить, что для поковок дисков эквиваленты по алюминию и молибдену имеют меньший разброс по сравнению с прутками из сплава ВТ6 разных производителей: $S_{[Al]}=0,15\%$, $S_{[Mo]}=0,14\%$, но среднее статистическое значение эквивалента по молибдену намного больше и составляет 4,1%.

Таблица 4.4.1

Статистические характеристики химического состава (% м.) слитков сплава ВТ6

Статистические характеристики	Al	V	Fe	C	N	O	Si	Zr
Диапазон по НД*	5,3-6,8	3,5-5,3	$\leq 0,60$	$\leq 0,10$	$\leq 0,05$	$\leq 0,20$	$\leq 0,10$	$\leq 0,30$
Слитки ВДП (2009 г.г.)								
Диапазон по факту	6,42-6,68	4,68-4,71	0,23-0,25	0,009-0,022	0,006-0,009	0,17-0,18	0,021-0,027	0,01-0,01
Выборочное среднее	6,55	4,69	0,24	0,023	0,007	0,175	0,024	0,01
Слитки ГВДП (2010-2014 г.г.)								
Диапазон по факту	6,26-6,70	4,67-5,23	0,18-0,26	0,007-0,014	0,002-0,008	0,16-0,19	0,015-0,025	0,010-0,013
Выборочное среднее	6,55	4,90	0,22	0,010	0,005	0,175	0,021	0,010
Стандартное отклонение	0,10	0,15	0,02	0,002	0,001	0,010	0,003	-
Коэффициент вариации,%	1,5	3,0	10,0	23,0	30,0	4,0	14,0	-

Примечание: * - ОСТ 192077-91.

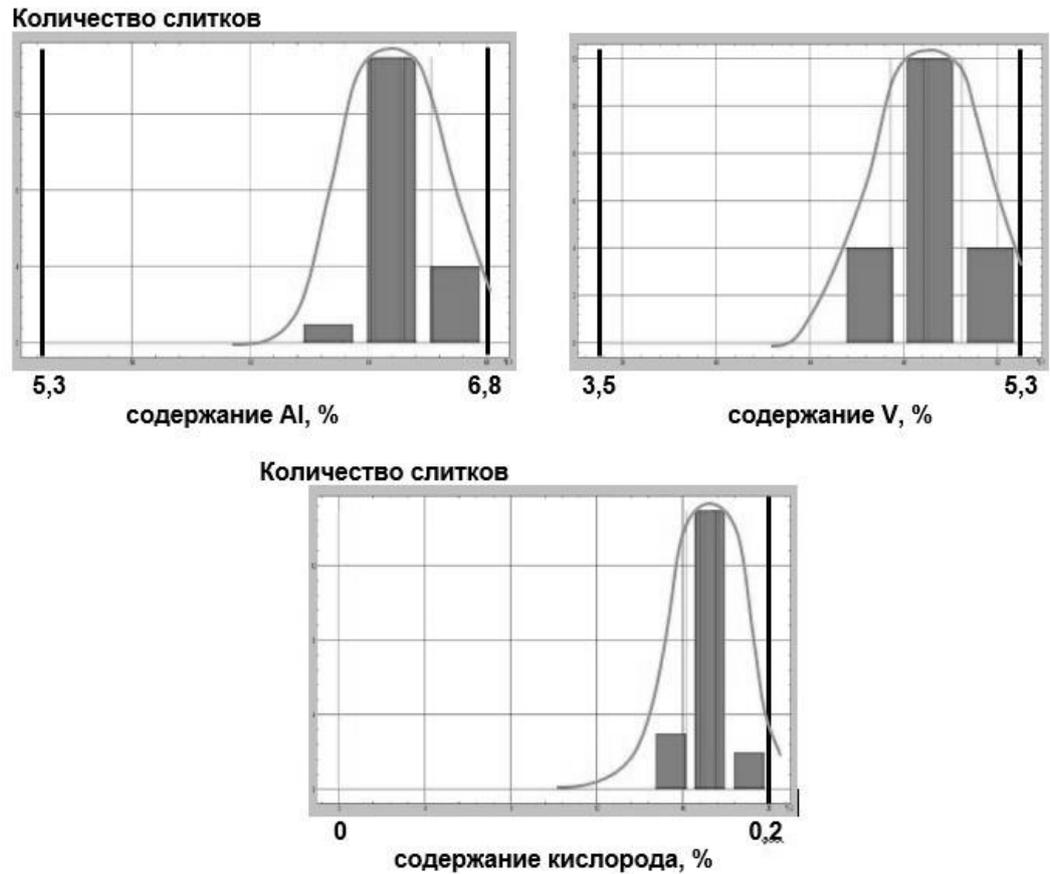


Рис. 4.4.2. Гистограммы с указанием поля допуска по ОСТ1 90013-81 (20 слитков ГВДП 2010-2014 гг.)

В табл. 4.4.2 приведены результаты первичной статистической обработки механических свойств двух партий поковок 2007-2009 и 2010-2014 гг. Средние значения механических свойств этих партий мало отличаются друг от друга, но существенно различаются показателями разброса. Диапазон и средние значения механических свойств поковок в целом соответствуют нормативной документации [65], но для поковок 2007-2009 гг. отдельные значения относительного удлинения и ударной вязкости ниже минимального уровня, регламентированного НД.

Таблица 4.4.2

Статистические характеристики степени легирования и механических свойств
поковок дисков сплава ВТ6

Статистические характеристики	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$ %	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$ %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа*	δ , %	ψ , %	КСУ, $\frac{\text{МДж}}{\text{м}^2}$	КСТ, $\frac{\text{МДж}}{\text{м}^2}$	N, ц
Диапазон по НД**	-	-	950- 1150	≥ 10	≥ 25	$\geq 0,4$ $\geq 0,36^*$ **	$\geq 0,15$	-
2007-2009 гг. (ВДП)								
Диапазон по факту	8,43- 8,64	3,95- 4,04	1003- 1153	4,8- 19,6	29,3- 52,4	0,33- 0,52	-	-
Среднее по факту	8,54	4,00	1067	15,0	45,1	0,443	-	-
Стандартное отклонение	-	-	36,4	2,53	4,7	0,041	-	-
Коэффициент вариации, %	-	-	3,4	17,0	10,0	9,0	-	-
2010-2014 гг. (ГВДП)								
Диапазон по факту	8,11- 8,81	3,81- 4,38	1028- 1115	10,8- 18,8	29,2- 53,3	0,36- 0,59	0,16- 0,30	$7,9 \cdot 10^3$ ÷ $2,0 \cdot 10^4$
Среднее по факту	8,40	4,10	1065	14,7	46,2	0,47	0,22	$1,88 \cdot 10^4$
Стандартное отклонение	0,15	0,14	13,8	1,63	3,6	0,037	0,04	2231
Коэффициент вариации, %	1,8	3,4	1,3	11,0	7,8	7,0	18,5	12,0

Примечание: * в работе принято $1 \text{ кгс/мм}^2 = 10 \text{ МПа}$; ** - ОСТ 90197-89, *** - по ОСТ 1-90197-89, в/к4 п.3.6.2.

Прочностные и пластические характеристики могут изменяться в довольно широких пределах, как для конкретной плавки, так и в пределах всей обобщенной партии поковок разного химического состава. Разница между максимальным и минимальным значениями (размах) предела прочности составляет 150 МПа (2007-2009 гг.) и 90 МПа (2010-2014 гг.). Стандартное отклонение предела прочности равно 36,4 и 13,8 МПа соответственно, коэффициент вариации – 3,4 и 1,3 %.

Более высокий разброс значений имеют ударная вязкость, пластические и усталостные свойства. Для этих характеристик величина коэффициента вариации на порядок выше, чем для временного сопротивления разрыву. Для относительного удлинения он равен 17% (2007-2009) и 11% (2010-2014), для поперечного сужения – 10 и 8%; для ударной вязкости – 9 и 7% соответственно. Наиболее высокий разброс имеет долговечность – 12%.

Для показателей механических свойств были построены гистограммы и проведена проверка нормальности распределения (рис. 4.4.3). Для партии поковок 2010-2014 гг. был подтвержден нормальный закон распределения механических свойств. Вместе с тем наблюдается смещение ударной вязкости к нижнему пределу поля допуска. При существующей технологии производства вероятность появления значений КСУ, выходящих за рамки НД, становится весьма реальной (табл. 4.4.3).

Таблица 4.4.3

Вероятностный процент несоответствий P_i^B механических свойств поковок сплава ВТ6 по нижнему пределу (2010-2014)

Свойства	Количество образцов в партии	$X_{\min}^{НД}$	\bar{X}	S	P_i^B %	Вероятностное кол-во брака на 1000
σ_b , МПа	614	950*	1065	13,8	0,1	1
δ , %	614	10*	14,7	1,63	0,2	2
ψ , %	614	25*	46,2	3,61	0	0
КСУ, МДж/м ²	640	0,40*	0,47	0,37	2,94	29-30
	640	0,36**	0,47	0,37	0,14	1-2

Примечания: * - по ОСТ 1-90197-89, табл. 1; ** - по ОСТ 1-90197-89, в/к4 п.3.6.2

Несмотря на довольно высокие средние значения пластичности и ударной вязкости, из-за разброса их свойств вероятность появления брака по относительному удлинению может составлять 0,2% (2 образца на 1000), по ударной вязкости КСУ – 2,94% (29-30 образцов на 1000 при минимальном допустимом значении $X_{\min}^{НД}=0,4$ МДж/м²) или 0,14% (1-2 поковки при $X_{\min}^{НД}=0,36$ МДж/м²).

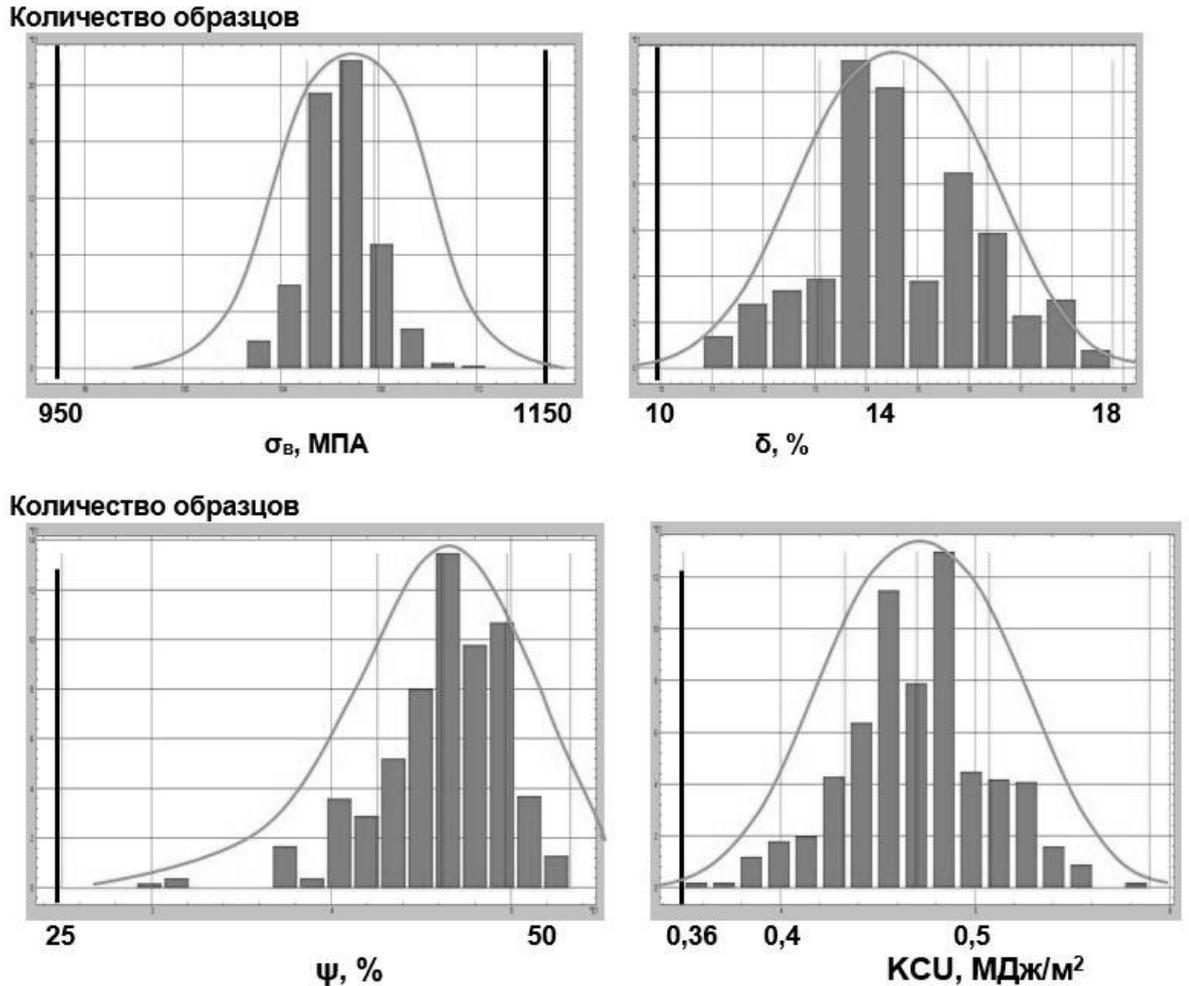


Рис. 4.4.3. Гистограммы механических свойств с указанием поля допуска по ОСТ1 90197-89 (2010-2014 гг.)

Возможно, это связано с тем, что слитки были легированы алюминием, ванадием и кислородом по верхнему пределу поля допуска, что может привести к браку по верхнему пределу (рис. 4.4.2). Несоответствие содержания алюминия и кислорода по верхнему пределу может появиться с вероятностью 0,62%, т.е. возможно появление 6-7 бракованных слитков из 1000. Для ванадия таких слитков может быть примерно 4-5 на 1000. Для того чтобы исключить брак по верхнему пределу необходимо, чтобы вероятностный процент несоответствий был менее 0,05%, т.е. <5 несоответствий на 10 000 слитков: $P(X > X_{\max}^{HД}) = 0,0005$. Если разброс останется на прежнем уровне, то среднее статистическое содержание алюминия и ванадия тогда необходимо снизить на ~0,15%, кислорода – на ~0,015%. В табл.

4.4.4 приведено среднее содержание легирующих элементов и кислорода $\bar{X}_{реком}$, которое можно рекомендовать для исключения возможности появления брака по верхнему пределу.

Таблица 4.4.4

Вероятностный процент несоответствий P_t^B по верхнему пределу содержания легирующих элементов и кислорода в слитках титановых сплавов (2010-2014)

Элемент	Кол-во слитков в партии	$X_{max}^{НД}$, %	$X_{max}^{факт}$ *, %	\bar{X} , %	S , %	P_t^B , %	Вероятн. кол-во браков. слитков на 1000	$\bar{X}_{реком}$, % не более
Al	20	6,8	6,7	6,55	0,100	0,62	6-7	6,40
V	20	5,3	5,23	4,90	0,152	0,35	4-5	4,75
O	20	0,2	0,19	0,175	0,010	0,62	6-7	0,16

Примечание: * - среднее арифметическое двух измерений (верх и низ слитка).

Провести полную оценку стабильности химического состава удалось не полностью, так как для этого недостаточен объем выборок, особенно для слитков ВДП 2007-2009 гг. Вместе с тем можно отметить, что в 2010-2014 гг. процесс производства слитков ГВДП в целом является стабильным по разбросу легирующих элементов (индексы $C_p > 1,33$), но наблюдается нестабильность содержания алюминия, ванадия и кислорода по положению среднего. Так как индексы C_{pk} лежат в интервале 0,67-1,33, процесс можно считать в целом стабильным и управляемым, но он требует дополнительного анализа и корректировки среднего содержания основных компонентов.

Индексы воспроизводимости C_p для предела прочности поковок сплава ВТ6 увеличились с 0,92 (2007-2009 гг.) до 2,42 (2010-2014 гг.), что свидетельствует о снижении разброса по отношению к границам допуска, а также о повышении стабильности процесса по разбросу. Однако для относительного удлинения и ударной вязкости индексы C_{pk} менее 1,33, что свидетельствует о необходимости корректировки по положению среднего значения с учетом разброса.

Для того чтобы оценить степень влияния колебаний химического состава и температуры нагрева под закалку на разброс механических свойств, в работе был проведен корреляционный анализ данных 2010-2014 гг. Для поковок 2007-2009 гг. такие исследования провести не удалось из-за недостаточного количества результатов химического анализа. Полученные результаты (табл. 4.4.5) показали, что изменение температуры закалки и содержания каждого элемента по отдельности или не влияет, или слабо влияет на свойства поковок. Это, скорее всего, обусловлено небольшими интервалами их изменения, но их совместное действие, которое можно оценить с помощью интегральных характеристик химического состава $[Al]_{\text{экв}}^{\text{стп}}$ и $[Mo]_{\text{экв}}^{\text{стп}}$, оказалось более существенным и значимым (рис. 4.4.4). Доля вариации прочности, обусловленная суммарными колебаниями химического состава $\Delta([Al]_{\text{экв}}^{\text{стп}} + [Mo]_{\text{экв}}^{\text{стп}}) = 1,3\%$, составляет $\gamma = R^2 \cdot 100\% \approx 35\%$. Для пластических характеристик и ударной вязкости этот показатель равен $\sim 10-15\%$, а для долговечности – всего $\sim 5\%$.

Таблица 4.4.5

Коэффициенты корреляции R между механическими свойствами и химическим составом поковок сплава ВТ6

№	Факторы	Коэффициент корреляции*				
		σ_B	δ	ψ	KCU	N
1	Al	0,31	-0,11	-0,12	-0,16	0,1
2	C	0,2	-0,1	-0,06	-0,17	-0,1
3	Fe	0,12	0,06	0,02	-0,14	0,05
4	N	0,37	0,07	-0,14	0,03	0,03
5	O	0,53	-0,17	-0,24	-0,4	-0,1
6	Si	0,06	0,05	0,01	0,01	0,05
7	V	0,32	-0,05	-0,10	-0,3	-0,05
8	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стп}}$	0,54	-0,12	-0,13	-0,3	0,11
9	$[Mo]_{\text{экв}}^{\text{стп}}$	0,38	-0,06	-0,11	-0,28	-0,06
10	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стп}}, [Mo]_{\text{экв}}^{\text{стп}}$	0,58	0,32	0,35	0,37	0,23
11	$t_3, ^\circ\text{C}$	0,12	0,15	0,11	0,1	0,05

Примечание: * - жирным шрифтом выделены значимые коэффициенты корреляции.

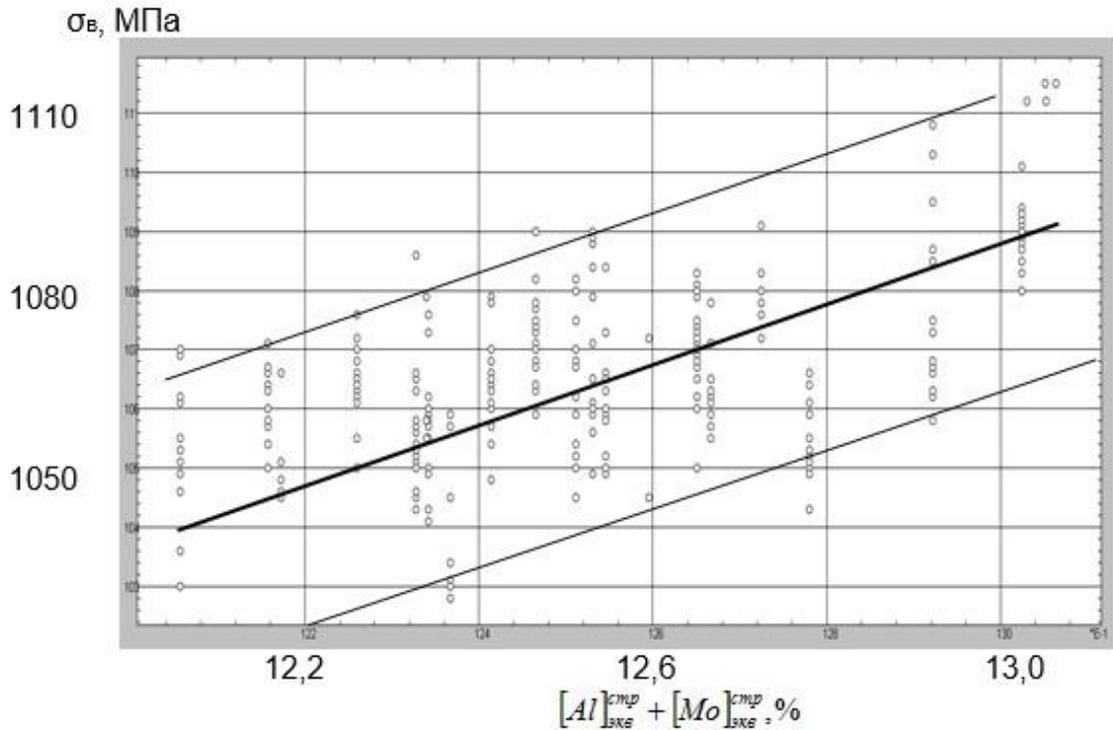


Рис. 4.4.4. Зависимость предела прочности от степени легирования поковок дисков сплава ВТ6 (2010-2014 гг.)

Таким образом, было установлено, что в целом технологический процесс производства поковок является стабильным, контролируемым и управляемым, но требует дополнительного анализа и корректировки ряда факторов. Выявлено, что доля вариации прочностных свойств поковок дисков сплава ВТ6, обусловленная колебаниями химического состава, составляет $\sim 35\%$; пластических свойств и ударной вязкости – $\sim 10-15\%$, усталостных характеристик – $\sim 5\%$. Для исключения выпадов по «3 σ »-интервалу и снижения брака целесообразно снизить среднее фактическое содержание легирующих элементов и кислорода в слитках сплава ВТ6 путем корректировки состава шихты.

Выводы

1. Проведено сопоставление предела прочности разных титановых сплавов на основе кластерного анализа, который позволил выделить 8 групп (кластеров) сплавов с приблизительно одинаковой интенсивностью снижения предела прочности с повышением температуры испытания в интервале 20-600°C.
2. Предложены регрессионные модели, позволяющие провести оценку (с доверительной вероятностью 0,95) прогнозируемого уровня предела прочности сплавов разных классов при температуре эксплуатации, если известно значение предела прочности отожженного полуфабриката при комнатной температуре.
3. Обоснованы регрессионные модели для оценки типичных значений предела прочности отожженных прутков и листов от прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену при температурах 20÷600°C, сопоставимых с условиями эксплуатации.
4. Уточнены модели для оценки средних значений механических свойств прутков сплавов типа Ti-6Al-4V от прочностных эквивалентов легирующих элементов и примесей по алюминию и молибдену при комнатной температуре (с доверительной вероятностью 0,95 и статистическими ошибками, сопоставимыми с регламентируемым разбросом). Статистически обосновано, что изменение суммарного содержания ванадия и железа в перерасчете на прочностной эквивалент по молибдену с 2,0 до 3,5% не оказывает значимого влияния на пластичность и ударную вязкость сплавов типа Ti-6Al-4V (после стандартного отжига).
5. Получены экспериментальные данные о совместном влиянии химического состава, типа и параметров структуры на механические свойства катаных прутков сплава ВТ6. На основе проведенных исследований установлены зависимости параметров структуры от

режимов отжига, а также механических свойств от химического состава и параметров структуры разного типа.

6. На основе обобщения литературных и экспериментальных данных обосновано, что при одном и том же уровне прочности относительное удлинение прутков сплава ВТ6 с глобулярной структурой выше на ~5% по сравнению с пластинчатой, а поперечное сужение выше на ~15%. Свойства образцов со смешанной структурой лежат немного ниже глобулярной (δ на ~ 2%; ψ на ~ 5%), а свойства образцов с переходной немного выше пластинчатой.
7. Для прутков сплава ВТ6 с разным типом структуры были обоснованы значения эквивалентов и параметров структуры, которые обеспечивают выполнение требований отраслевых стандартов.
8. Предложены рекомендации для повышения качества поковок дисков титанового сплава ВТ6. На основе вероятностного подхода обосновано, что целесообразно снизить расчетное содержание легирующих элементов и кислорода в слитках сплава ВТ6 путем корректировки состава шихты.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Корнилов И.И. Титан – М.: Наука, 1975. 310 с.
2. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Белозеров П.П. и др. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: ВИЛС, 1996, 581 с.
3. Братухин А.Г., Иванов Ю.Л., Марьин Б.Н. и др. Штамповка, сварка, пайка и термообработка титана и его сплавов в авиастроении. М.: Машиностроение, 1997, 600 с.
4. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Metallurgiya. 1976, 184 с.
5. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М.: Metallurgiya. 1979, 512 с.
6. Белов С.П., Брун М.Я., Глазунов С.Г. и др. Металловедение титана и его сплавов. / Под ред. Глазунова С.Г. и Колачева Б.А. - М.: Metallurgiya. 1992, 352 с.
7. Хэммонд К., Наттинг Дж. Металловедение жаропрочных и титановых сплавов // Деформация и свойства материалов для авиационной и космической техники. М.: Metallurgiya, 1982, С. 73-111.
8. Колачев Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической технике. / Под ред. А.Г. Братухина - М.: Издательство МАИ – 2001 – 412 с.
9. Братухин А.Г., Колачев Б.А., Садков В.В. и др. Технология производства титановых самолетных конструкций. - М.: Машиностроение –1995 – 448с.
10. Ильин А.А. Егорова Ю.Б., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Ночовная Н.А., Давыденко Л.В. Различные виды классификации отечественных титановых сплавов // Титан, 2012. №2 (36). С.11 – 18.
11. Titanium' 2003. Sci. And Technol. Proc. 10th World Conf. on Titanium, 13-18 July 2003. Hamburg, Germany, v. 1-5, 3425 pp.

12. Наука, производство и применение титана в условиях конверсии. 1^{ая} Международная конференция по титану стран СНГ. М.: ВИЛС, 1994 – т. 1,2 – 1062 с.
13. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. №3. <http://viam-works.ru/ru/articles?year=2013&num=3>
14. Применение титана в народном хозяйстве/ Глазунов С.Г., Важенин С.Ф., Зюков-Батырев Г.Д. и др. – Киев: Техника, 1975, 200 с.
15. Titanium' 99. Sci. and Technol. Proc. 9th World Conf. on Titanium. Saint Petersburg, Russia, 7-11 July 1999 – Promoney, 1999, vol. 1-3, 1930 p.p.
16. Ночовная Н.А., Анташев В.Г., Ширяев А.А., Алексеев Е.Б. Выбор композиции нового жаропрочного титанового сплава с применением методов математического моделирования // Титан. 2015. № 1. с.10-17.
17. Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева И.Н., Гольдфайн В.Н. Титановые сплавы в машиностроении. - Л.: Машиностроение, 1977, 248 с.
18. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. - М.: ВИЛС – 2000 – 316 с.
19. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. Механические свойства титана и его сплавов. - М.: Metallurgy, 1974, с. 544.
20. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. 3-е издание. - М.: МИСИС. 1999. 416 с.; 4^{ое} издание, 2005 – 432 с.
21. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. - М.: ВИЛС – МАТИ, 2009 – 520 с.
22. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Разработка опытно-промышленной технологии изготовления полуфабрикатов из псевдо- α титанового сплава ВТ41 // Титан. 2016. №2. с. 33-38.

- 23.Хорев А.И., Красножон А.И., Мухина Л.Г., Мозгунова Т.Ф.. Термомеханически упрочняемый сплав ВТ19 с $\sigma_{в} \geq 165$ кг/мм². / Сб.: Легирование и термическая обработка титановых сплавов. М.: ВИАМ, 1977, с. 286-290.
- 24.Молчанова Е.К. Атлас диаграмм состояния титановых сплавов. - М.: Машиностроение. 1964, - 392 с.
- 25.Горынин И.В., Ушков С.С., Хесин Ю.Д. Научные основы создания свариваемых титановых сплавов морского назначения. // Вопросы материаловедения. ЦНИИ КМ "Прометей", 1999, № 3 (20), с. 115-125.
26. Б.А. Колачев, Бецофен С.Я., Бунин Л.А., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных сплавов.- М.: Metallurgy. 1995 – 288 с.
27. Носова Г.И. Фазовые превращения в сплавах титана. - М.: Metallurgy. 1968-181 с.
- 28.Еременко В.Н., Третьяченко Л.А. Тройные системы титана с переходными металлами IV-VI групп. Киев: Наукова думка. 1987, 230с.
- 29.Коллингз Е.В. Физическое материаловедение титановых сплавов. - М.: Metallurgy, 1988 – 224 с.
- 30.Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Кондратьева А.Р.. Исследование влияния содержания легирующих элементов на свойства высокопрочного жаропрочного псевдо- α -сплава ВТ46 // Труды ВИАМ, 2016. №9 (45). с.44-52.
- 31.Колачев Б.А., Ильин А.А., Рынденков Д.В. Система Ti-Al-Mo как основа диаграммы фазового состава отожженных титановых сплавов.// Известия вузов. Цветная металлургия. 2005. №6 .С. 56-61.
- 32.Солонина О.П., Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы.- М.: Metallurgy. 1976, 448 с.
- 33.Титановые сплавы в машиностроении. Чечулин Б.Б., Ушков С.С., Разуваева, Гольдфайн В.Н. - Ленинград: Машиностроение. 1977, 248 с.

34. The Science, Technology and Application of Titanium. (Ed. R.I. Jaffee, N.F. Promisel). Pergamon Press, Oxford, 1970, 1202 pp.
35. <http://www.vsmmpo.ru>
36. Materials Properties Handbook. Titanium Alloys. / Ed. by R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. ASM International. The Material Information Society. 1994. – 1176 pp.
37. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н.. Конструкционные титановые сплавы.-М.: Металлургия, 1974.- 368 с.
38. Полуфабрикаты из титановых сплавов./ Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Белозеров А.П. и др. Под ред. Аношкина Н.Ф. и Ерманка М.З. – М.: ОНТИ ВИС – 1979, - 512 с.
39. Металлография титановых сплавов. Борисова Е.А., Бочвар Г.А., Брун М.Я. и др. Под ред. Глазунова С.Г. и Колачева Б.А. - М.: Металлургия. 1980, 464 с.
40. Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. 2^{ое} издание. - М.: Металлургия, 1992, 272 с.
41. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. - М.: Металлургия, - 1984 – 96 с.
42. Titanium Sci. and Technol./ Ed. R.I Jaffee and H.M. Burke. Proc. 2nd Conf., New York, 1972.
43. Титан. Металловедение и технология. Тр. 3^{ей} Международной конференции по титану – М. ВИС; 1977-1978, т.т. 1-3; т. 1 – 485 с.; т.2 – 738 с.; т. 3 – 591 с.
44. Titanium 80. Sci and Technol. Proc. 4 Intern. Conf. – Kyoto, Japan, May, 1980 – v. 1-4; 3143 pp.
45. Машиностроение. Энциклопедия. Т. 2-3. Цветные металлы и сплавы (под ред. И.Н. Фридляндера). Раздел 2. Титан и титановые сплавы (В.Н. Моисеев) – М. Машиностроение, 2001, с. 272-353.

46. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р., Калашников В.С. Влияние железа на механические свойства поковок из жаропрочного титанового сплава ВТ41 // Труды ВИАМ. 2015. <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/869.pdf>
47. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р., Калашников В.С. Влияние железа на механические свойства прутков из жаропрочного титанового сплава ВТ41 // Труды ВИАМ. 2015. <http://viam-works.ru/plugins/content/journal/uploads/articles/pdf/784.pdf>
48. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Истракова А.Р., Калашников В.С. Повышение прочностных характеристик жаропрочных псевдо- α -титановых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S5. с. 73-80.
49. Беляев М.С., Горбовец М.А., Кашапов О.С., Ходинев И.А. Механические свойства и структура титанового сплава ВТ41 // Цветные металлы. 2014. №8. с. 66-71.
50. Шалин Р.Е., Ильенко В.М. Титановые сплавы для авиационных газотурбинных двигателей // Титан. 1995. №1-2 (5-6). 23-29.
51. Моисеев В.Н., Куликов Ф.Р., Кириллов Ю.Г., Шохолова Л.В., Васькин Ю.В. Сварные соединения титановых сплавов. - М.: Металлургия, 1979, 248 с.
52. Кураева В.П., Солонина О.П., Сазонова Т.Н. и др. Влияние термической и термомеханической обработок на свойства и структуру титановых сплавов ВТ18 и ВТ18У / Сб. Легирование и термическая обработка титановых сплавов, М.: ОНТИ, 1977, с.198-205.
53. Левин И.В., Шибанов А.С., Кропотов В.А., Щетников Н.В., Трошин А.Н., Винокуров Д.В. Разработка опытных режимов изготовления штампованных поковок дисков компрессоров из титановых сплавов, деформируемых в β -области // Титан. 2010. №3. с.24-29.
54. Сайт межгосударственной ассоциации «Титан» <https://www.titan-association.com/>

55. Глазунов С.Г., Ясинский К.К. Титановые сплавы для авиационной техники и других отраслей промышленности // Технология легких сплавов. 1993. № 7 – 8. С.47 – 54.
56. Захаров Ю.А., Тетюхин В.В., Левин И.В., Шибанов А.С., Аржаков В.М. Производство штамповок дисков и лопаток вентилятора двигателей из высокопрочного титанового сплава ВТ22 // Титан. 1996. №1 (9). с.31-32.
57. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Кондратьева А.Р., Калашников В.С. Возможности по расширению области применения сплава ВТ8-1 для дисков и рабочих колес компрессора / Труды ВИАМ. 2016. №3. <https://www.viam.ru/public/>
58. Шарапова Н.А., Живушкин А.А., Васильев А.В., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Иванов В.И. Использование новых титановых сплавов при формировании конструктивного облика компрессора перспективного авиационного двигателя / Современные титановые сплавы и проблемы их развития, М.: ВИАМ. 2010. с.62-68.
59. Микляев П.Г. Механические свойства легких сплавов при температурах и скоростях обработки давлением - М: Металлургия, 1994, 280 с.
60. Сайт ВИАМ <http://viam-works.ru/ru/articles>
61. Кулаичев, А.П. Методы и средства комплексного анализа данных / А.П. Кулаичев – М: ФОРУМ: ИНФРА-М, 2006. 512 с.
62. Сайт компании StatSoft [Электронный ресурс]: StatSoft Russia, 1999-2019. Режим доступа: <http://statsoft.ru/> (дата обращения: 12.12.2019)
63. Боровиков В.П. Популярное введение в современный анализ данных в системе STATISTICA. М.: Горячая линия – Телеком, 2013, 288 с.
64. ОСТ1 92077-91. Титановые сплавы. Марки.
65. ОСТ1 90197-89. Поковки дисков и валов кованые и штампованные из титановых сплавов.

- 66.Ильин А.А., Скворцова С.В., Спектор В.С., Куделина И.М., Орешко Е.И. Взаимосвязь структуры и комплекса механических свойств в титановом сплаве ВТ6 // Титан, 2011, №1, с. 26-29.
- 67.Сидоров А.В. JMatPro – программный пакет для моделирования свойств сталей и сплавов // Инструменты АРМ, 2015, апрель. С. 2-4.
- 68.JMatPro. Practical software for material properties [Электронный ресурс] // URL: www.sentesoftware.co.uk (дата обращения: 04.06.2018).
- 69.Инструкция ВИАМ №685-76. Деформируемые титановые сплавы. Термическая обработка полуфабрикатов и деталей.
- 70.Брун М.Я., Шаханова Г.В. О структуре титановых сплавов и параметрах, определяющих ее многообразие // Технология металлов, 2009, №4, с. 41-47.
- 71.Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей // Все материалы. Энциклопедический справочник, 2012, №5, с. 8-14.
- 72.ПИ 1.2.785 - 2009 Металлографический анализ титановых сплавов. - М.: ВИАМ, 2010. - 45 с.
- 73.Егорова Ю.Б., Уваров В.Н., Давыденко Л.В., Давыденко Р.А. Использование результатов промышленного контроля для прогнозирования механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов // МИТОМ. 2017. №6 (744). С. 52-58.
74. Yu. B. Egorova, V. N. Uvarov, L. V. Davydenko, R. A. Davydenko. Use of Industrial Monitoring Results for Predicting Mechanical Properties of Titanium Alloy Semiproducts // Metal Science and Heat Treatment. 2017. V.59. №5-6. Pp.377-383.
- 75.Авиационные материалы. Справ. в 9 т. / под общ. ред. А.Т.Туманова. Т.5 Магниево-титановые сплавы. М.: ОНТИ, 1973, 560 с.
- 76.Авиационные материалы: Справочник в 12 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. Т.6 Титановые сплавы. -М.: ВИАМ, 2010, 96 с.

- 77.Руководство Р СЦМ-04-2017 «Оценка качества материалов (полуфабрикатов) при сертификации их производства». Выпуск 6. М.: Сертификационный центр «Материал», 2017 г.
- 78.Е.И. Швечков. Опыт применения зарубежных стандартов при испытании полуфабрикатов авиационного назначения // ТЛС, 2007, №4, с. 38-51.
- 79.Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Чибисова Е.В., Белова С.Б. Теоретическое и статистическое обоснование стабильности механических свойств полуфабрикатов из титанового сплава Ti-6Al-4V // Металловедение и термическая обработка металлов, 2018, №5 (755), с.4-12.
80. ПИ 1.2.587-02 Термическая обработка полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов, М.: ВИАМ, 2002, 29 с.
- 81.Аношкин Н.Ф., Бочвар Г.А., Брун М.Я. Металловедческие проблемы производства цельнокатаных колец из титановых сплавов // ТЛС, 1992, №2, с.5-8.
- 82.Каганович И.Н., Брун М.Я., Селицкая Н.П., Шаханова Г.В., Солдатенко И.В. О связи структуры со свойствами $\alpha+\beta$ -титановых сплавов// В кн.: Металловедение, литье и обработка легких сплавов, М.: ВИЛС, 1986, с.376-386.
- 83.Моисеев В.Н. Высокопрочные титановые сплавы в самолетостроении // ТЛС, 2002, №4, 77-80.
- 84.Давыденко Л.В. Обоснование требований к режимам термической обработки $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, обеспечивающих оптимальный комплекс механических свойств и обрабатываемости резанием: дисс. канд. техн. наук, М.: МАТИ, 2003, 196 с.
85. Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing / Proceedings of an International symposium, USA, Anaheim, 5-8 February, 1996, 660 p.

86. Шаханова Г.В., Костина С.Д., Бруслова Н.С., Жолобова Е.Н. Связь химического состава и микроструктуры с механическими свойствами двухфазных титановых сплавов // ТЛС, 1979, №2, с.42-46.
87. J. Tiley, T. Searles, E. Lee, S. Kar, R. Banerjee, J.C. Russ, H.L. Fraser. Quantification of microstructural features in α/β titanium alloys // Materials Science and Engineering A, 2004, v. 372, pp. 191–198.
88. Collins P.C., Welk B., Searles T., Russ J.C., Fraser H.I. Development of methods for the quantification of microstructural features in $\alpha+\beta$ -processed α/β titanium alloys // Materials Science and Engineering A, 2009, v. 508, pp. 174–182.
89. Егорова Ю.Б., Давыденко Л.В., Чибисова Е.В., Белова С.Б. Прогнозирование ТПП промышленных слитков титановых сплавов по их химическому составу // Электromеталлургия.-2016.-№12.- С. 6-14
90. Matsumo T., Nishigaki M. Effect of beta heat treatment on the surface defect and mechanical properties of Ti-6Al-4V rolled bar // Titanium'84: Science and Technology: Proc. of the 5th International Conference on Titanium / FRG, Munich, 1984, v.1, pp. 617-623.
91. S. L. Semiatin, S. L. Knisley, P. N. Fagin, D. R. Barker, F. Zhang. Microstructure evolution during alpha-beta heat treatment of Ti-6Al-4V // Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, v. 34, pp. 2377–2386.
92. Шевченко В.В. Рост зерна в титановых сплавах и его влияние на их механические свойства. Автореферат дисс. на соискание учёной степени к.т.н. М.: МАТИ, 1974, 18 с.
93. Каганович И.Н. Исследование технологических свойств и создание металловедческих основ промышленной технологии полуфабрикатов из титановых сплавов. Автореферат дисс. на соискание уч. степени к.т.н., М.: ВИЛС, 1982 г., 57 с.
94. Titanium'84: Science and Technology: Proc. of the 5th International Conference on Titanium / FRG, Munich, 1984-1985, 1667 p.

95. S. Kar, T. Searles, E. Lee, G.B. Viswanathan, J. Tiley, R. Banerjee, and H.L. Fraser. Modeling the tensile properties in β -processed α/β Ti alloys // Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, v. 37A, Marth, pp. 559-566.
96. Xiaohui Shi, Weidong Zeng, Yu Sun, Yuanfei Han, Yongqing Zhao, Ping Guo // Microstructure-Tensile Properties Correlation for the Ti-6Al-4V Titanium Alloy. JMEPEG (2015) 24:1754–1762 .
97. Yan Chong, Guanyu Deng , Si Gao , Jangho Yi , Akinobu Shibata , Nobuhiro Tsuji. Yielding nature and Hall-Petch relationships in Ti-6Al-4V alloy with fully equiaxed and bimodal microstructures // Scripta Materialia, 2019, V. 172, November, pp. 77-82.
98. Yu Sun, Weidong Zeng, Yuanfei Han, Yongqing Zhao, GuiWang, Matthew S.Dargusch, Ping Guo. Modeling the correlation between microstructure and the properties of the Ti–6Al–4V alloy based on an artificial neural network // Materials Science and Engineering: A, 2011, V. 528, Issues 29–30, 15 November, pp. 8757-8764.
99. Колачев Б.А., Мальков А.В., Фишгойт А.В., Мишанова М.Г. Отклонение состава фаз в отожженном сплаве ВТ6 от ожидаемого в соответствии с диаграммой состояния Ti-Al-V / Стабильные и метастабильные фазовые равновесия в металлических системах, М.: Наука, 1985, с. 204-208.
100. Колачев Б.А., Белов С.П., Мамонова Ф.С. Метастабильная диаграмма фазового состава закаленных титановых сплавов системы Ti-Al-V / Стабильные и метастабильные фазовые равновесия в металлических системах, М.: Наука, 1985, с. 209-213.
101. Gil F.J., Tarin P., Planell J.A. Grane growth kinetics in beta phase of Ti–6Al–4V alloy / Titanium'92: Science and Technology: Proc. of the 7th International Conference on Titanium / San Diego, California, USA, 1992, pp. 777-784.
102. Красноярецва Л.С. Исследование влияния структуры на механические свойства $\alpha+\beta$ -титановых сплавов ВТ6ч и ВТ22 и оптимизация режимов

- термической обработки этих сплавов с исходной мелко- и крупнозернистой структурой. Автореферат дисс. к.т.н., М.: МАТИ, 1979, 20 с.
103. R.K. NALLA, B.L. BOYCE, J.P. CAMPBELL, J.O. PETERS, R.O. RITCHIE. Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue of Ti-6Al-4V: Bimodal vs. Lamellar Structures// Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, v. 37A, Marth, pp. 559-566.
104. Daeho Jeong, Yongnam Kwon, Masahiro Goto, Sangshik Kim. High cycle fatigue and fatigue crackpropagation behaviors of β -annealed Ti-6Al-4V alloy // International Journal of Mechanical and Material Engeneering, 2017, 12:1. DOI 10.1186/s40712-016-0069-8
105. Р.Г. Зарипова, В.А. Шундалов, А.В. Шарафутдинов, В.Д. Ситдинов, И.В. Кандаров, В.В. Латыш, Н.Г. Зарипов, И.В. Александров. Влияние интенсивной пластической деформации и режимов обработки на структуру и механические свойства титанового сплава ВТ6 // Вестник УГАТУ, 2012, т. 16, № 7 (52). С. 17–24.
106. Э.В. Сафин, С.П.Малышева, Р.М.Галеев. Повышение механических свойств титанового сплава ВТ6 путем формирования бимодальной субмикро-микрзеренной структуры / Письма о Материалах, 2015, 5 (1), стр. 94-96.
107. Ю.Р. Колобов, Е.В. Голосов, И.В. Раточка. Особенности субмикроструктурной структуры и ее влияние на механические свойства титановых сплавов // Вопросы материаловедения. 2008. №2 (54), с. 43-50.
108. Titanium'92: Science and Technology: Proc. of the 7th International Conference on Titanium / San Diego, California, USA, 1992, v. 1-3, 3000 p.
109. Б.А. Дроздовский, Л.В. Проходцева, Н.И. Новосильцева. Трещиностойкость титановых сплавов. М.: Металлургия, 1983,192 с.
110. Мальков А.В., Мишанова М.Г., В.К. Алексеев. Влияние условий и режимов β -отжига на структуру и свойства титанового сплава ВТ6ч / Термическая,

химико-термическая и лазерная обработка сталей и титановых сплавов, Пермь: ППИ, 1989, с.111-115.

111. Муравьев С.А., Сычев К.П., Чижик Т.А., Цыбулина И.Н. Исследование служебных свойств металла особокрупногабаритных штампованных заготовок из титанового сплава ВТ6 для лопаток паровых турбин большой мощности / Международная конференция «Ti-2014 в СНГ», 2014, М.: Компания СВМ, с. 47-57.
112. Технический отчет «Исследование влияния технологических процессов изготовления титановых конструкций на прочностные и ресурсные характеристики», Ступинский филиал МАТИ, 1983, 132 с.
113. Чибисова Е.В. Прогнозирование и обоснование стабильности механических свойств деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов. Диссертация на соискание ученой степени к.т.н., М.: МАИ, 2021, 216 с.
https://mai.ru/events/defence/index.php?ELEMENT_ID=160189
114. Titanium'95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. on Titanium / Birmingham, UK, London, 1996, 3012 p.