



**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ АВИАЦИОННЫЙ ИНСТИТУТ
(национальный исследовательский университет)»**

На правах рукописи

ЧИБISOVA ЕВГЕНИЯ ВАЛЕРЬЕВНА

**ПРОГНОЗИРОВАНИЕ И ОБОСНОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ
ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Специальность 2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Егорова Юлия Борисовна

Москва 2021

Оглавление

Введение.....	4
Глава 1. Состояние вопроса	7
1.1. Влияние легирующих элементов и примесей на температуру полиморфного превращения титана и его сплавов.....	7
1.2. Связь химического состава и механических свойств титановых сплавов	16
1.3. Связь структуры и механических свойств титановых сплавов	23
1.4. Характеристика сплава ВТ6.....	35
1.5. Характеристика сплава ВТ3-1	49
1.6. Характеристика сплава Ti-10V-2Fe-3Al	54
1.7. Электронные справочники и системы прогнозирования свойств титановых сплавов	63
1.8. Заключение по литературному обзору. Постановка целей и задач исследования	70
Глава 2. Объекты и методы исследования	74
2.1. Объекты исследования	74
2.2. Методика проведения исследований	74
2.2.1. Методика проведения производственных испытаний.....	74
2.2.2. Методика проведения исследований катаных прутков диаметром 15-150 мм сплава ВТ6	75
2.2.3. Методика проведения статистических исследований	77
Глава 3. Статистические исследования температуры полиморфного превращения и механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов	80
3.1. Статистическое исследование температуры полиморфного превращения слитков титановых сплавов разных классов.....	80
3.2. Статистическое исследование химического состава и механических свойств промышленных полуфабрикатов из $\alpha+\beta$ -титановых сплавов	88
3.2.1. Влияние микролегирования кислородом на механические свойства прутков титановых сплавов	88
3.2.2. Теоретическая и статистическая оценка стабильности химического состава и механических свойств полуфабрикатов из сплавов типа Ti-6Al-4V	93
3.2.3. Исследование комплекса механических свойств прутков из сплава ВТ6 в зависимости от химического состава, структуры и режимов отжига.....	106
3.2.4. Статистические исследования стабильности химического состава, структуры и комплекса механических свойств поковок сплава ВТ3-1	126

3.3. Исследование химического состава и механических свойств различных промышленных полуфабрикатов из псевдо- β -титанового сплава Ti-10V-2Fe-3Al.....	134
3.3.1. Статистический анализ литературных данных	134
3.3.2. Исследование зависимости механических свойств промышленных поковок сплава Ti-10-2-3 от химического состава и режимов упрочняющей термической обработки	143
3.3.3. Результаты корреляционно-регрессионного анализа взаимосвязи механических свойств поковок сплава Ti-10V-2Fe-3Al	150
Глава 4. Практическое применение результатов исследований	152
4.1. Прогнозирование $T_{ПП}$ слитков титановых сплавов в зависимости от химического состава	152
4.2. Прогнозирование механических свойств полуфабрикатов титановых сплавов.....	156
4.2.1. Штампованные поковки сплава VT3-1	159
4.2.2. Катаные прутки диаметром 15-150 мм сплава VT6.....	159
4.2.3. Штампованные поковки из сплава Ti-10V-2Fe-3Al.....	164
4.3. Повышение качества полуфабрикатов из сплава Ti-6Al-4V путем корректировки диапазона легирования	165
4.3.1. Рекомендации по повышению стабильности механических свойств путем установления предельно допустимых колебаний алюминия, ванадия и примесей.....	165
4.3.2. Рекомендации по исключению образования α_2 -фазы.....	166
4.4. Повышение качества катаных прутков сплава VT6 сплавов путем корректировки режимов отжига.....	173
4.5. Разработка автоматизированной информационной системы «Титановые сплавы»	179
Общие выводы по работе	184
Список литературы	186
Приложения	201

Введение

Актуальность темы исследования

В настоящее время развитие материаловедения и технологий обработки материалов происходит не только на основе традиционных методов, но и с использованием моделирования, конструирования новых материалов и прогнозирования свойств с использованием различных программных комплексов. Однако точность моделирования и прогнозирования в материаловедении до сих пор недостаточно высока, что связано с неоднозначностью и неопределенностью связей «состав материала – структура – свойства». Это обусловлено влиянием довольно большого числа погрешностей, среди которых, в частности применительно к теме диссертации, можно выделить следующие: 1) разброс состава, структуры и свойств сплавов (как в объеме изделия, так и внутри партии однотипных изделий), связанный с неизбежной вариативностью технологических режимов при производстве полуфабрикатов; 2) случайные погрешности измерения химического состава и физико-механических свойств материалов.

Поэтому важно учитывать статистический характер формирования конечных служебных характеристик изделия. Прогнозирование свойств титановых сплавов должно быть основано на вероятностном подходе и комплексном статистическом исследовании результатов экспериментов, производственных испытаний и промышленного контроля полуфабрикатов, изготовленных по серийным технологиям. Это, в свою очередь, позволит формировать более достоверные базы данных для дальнейших исследований. Вероятностно-статистические методы можно также успешно использовать для повышения качества промышленных полуфабрикатов. Для этого необходимо выявить влияние колебаний химического состава и технологических режимов обработки на формирование структуры и механические свойства полуфабрикатов.

Все вышесказанное позволяет констатировать, что установление зависимостей различных свойств полуфабрикатов из титановых сплавов от химического состава, структуры и режимов термической обработки на основе комплексного статистического анализа результатов экспериментальных исследований, производственных испытаний и промышленного контроля полуфабрикатов, изготовленных по серийным технологиям, а также обоснование методов вероятностного прогнозирования свойств, в том числе и для повышения качества изделий, является актуальной научной и практической задачей.

Цель настоящей работы состояла в установлении статистических закономерностей влияния химического состава, режимов термической обработки, структуры на механические свойства прутков и поковок из титановых сплавов и обосновании регрессионных моделей для вероятностного прогнозирования комплекса свойств и повышения качества полуфабрикатов. Для достижения поставленной цели необходимо было решить **следующие задачи**:

1. Собрать и обобщить литературные данные, результаты производственных испытаний и промышленного контроля химического состава, температуры полиморфного превращения ($T_{\text{ПП}}$) слитков и механических свойств прутков и поковок из титановых сплавов после стандартной термической обработки; провести оценку стабильности исследуемых факторов.
2. Исследовать влияние химического состава и различных режимов отжига на механические свойства прутков диаметром 15-150 мм из сплава ВТ6.
3. Провести корреляционно-регрессионный анализ для исследования зависимостей механических свойств от степени легирования, режимов термической обработки, типа и параметров структуры прутков и поковок титановых сплавов Ti-6Al-4V (ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч, Grade 5, Grade 23), ВТ3-1, Ti-10V-2Fe-3Al.
4. Провести статистическую оценку возможности микролегирования кислородом титана и титановых сплавов для повышения прочностных свойств полуфабрикатов с учетом исключения возможности образования α_2 -фазы.
5. На основе проведенных исследований обосновать математические модели для прогнозирования температуры полиморфного превращения слитков разных сплавов и механических свойств прутков 15-150 мм из сплава ВТ6, поковок из сплавов ВТ3-1, Ti-10V-2Fe-3Al. Провести проверку предложенных моделей.
6. Разработать рекомендации, направленные на повышение качества полуфабрикатов из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V на основе оценки стабильности их химического состава, режимов термической обработки и комплекса механических свойств.
7. Проанализировать существующие в открытом доступе информационные системы по титановым сплавам и разработать прототип открытой веб-платформы для сбора данных, публикации и обсуждения математических моделей, предназначенных для прогнозирования свойств.

Научная новизна:

1. Установлено, что 0,1 % кислорода повышает предел прочности на 125 МПа только при его содержаниях в сплавах менее 0,15 % масс. В интервале концентраций от 0,15 до 0,4% влияние кислорода ослабляется и составляет ~85 МПа, а при 0,4÷0,7% – ~60 МПа на 0,1%. Предложена корректировка формулы для расчета прочностного эквивалента по алюминию с учетом возможности легирования титана и его сплавов кислородом.
2. Обоснована граница $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода в зависимости от содержания α - и β -стабилизаторов, эквивалентного алюминию и молибдену. Построена диаграмма «Температура полиморфного превращения – структурный эквивалент по алюминию – структурный эквивалент по молибдену», позволяющая проводить прогнозирование

температуры полиморфного превращения титановых сплавов с доверительной вероятностью 0,95.

3. Показано, что суммарное влияние легирующих элементов и примесей (в перерасчете на эквиваленты по алюминию и молибдену) на температуру полиморфного превращения и механические свойства титановых сплавов может составлять до 40 % разброса в пределах технических нормативов.
4. Обоснованы предельно допустимые колебания химического состава, которые обеспечивают стабильность свойств и температуры полиморфного превращения для сплавов типа Ti-6Al-4V. Стандартные отклонения для эквивалентов по алюминию и молибдену должны удовлетворять требованиям: $S_{[Al]} \leq 0,25\%$, $S_{[Mo]} \leq 0,15\%$.
5. Установлено, что среднее расчетное значение структурного эквивалента по алюминию не должно превышать 8,0% при стандартном отклонении $S_{[Al]} \leq 0,25\%$ для исключения образования алюминида титана в сплавах типа Ti-6Al-4V.

Теоретическая и практическая значимость:

1. Разработаны модели для прогнозирования (с доверительной вероятностью 0,95) температуры полиморфного превращения слитков титановых сплавов разных классов и механических свойств прутков сплавов типа Ti-6Al-4V, поковок сплавов BT3-1, Ti-10V-2Fe-3Al.
2. Разработаны рекомендации для повышения стабильности температуры полиморфного превращения и механических свойств полуфабрикатов из сплавов типа Ti-6Al-4V путем корректировки состава слитков и режимов отжига. Показано, что для повышения качества слитков целесообразно сузить диапазон легирования алюминием, ванадием и кислородом, а также контролировать предельно допустимое содержание алюминия с учетом других α -стабилизаторов, исключающее образование алюминида титана.
3. Предложена концепция создания многопользовательской системы, предназначенной для сбора, хранения в открытом доступе и обработки данных по титановым сплавам, прогнозирования свойств сплавов и открытого обсуждения результатов. Разработаны прототипы базы данных и пользовательского интерфейса системы.

Глава 1. Состояние вопроса

1.1. Влияние легирующих элементов и примесей на температуру полиморфного превращения титана и его сплавов

Температура полиморфного превращения (точка A_{c3} , температура $\alpha+\beta/\beta$ перехода, $T_{ПП}$) является важной физической и технологической характеристикой титановых сплавов [1, 2]. Она определяет принципы легирования титановых сплавов и режимов всех технологических процессов обработки, связанных с нагревом. Выбор способов легирования титана во многом определяется его полиморфизмом. Известны две кристаллические модификации титана: низкотемпературная (ниже $T_{ПП} = 882,5$ °С) с гексагональной плотноупакованной структурой (α -фаза) и высокотемпературная (от $882,5$ °С до температуры плавления) с объемноцентрированной кубической решеткой (β -фаза). По влиянию на полиморфизм титана все легирующие элементы разделяют на три группы [2]. В первую группу входят α -стабилизаторы (рис. 1.1.1) – элементы, повышающие температуру полиморфного превращения титана (Al, Ga, In, C, N, O). Вторая группа представлена β -стабилизаторами, понижающими $T_{ПП}$ (рис. 1.1.2–1.1.5): эвтектоидообразующими (Si, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu); β -изоморфными (V, Mo, Nb, Ta, W); квазиизоморфными (Re, Ru, Rh, Os, Ir). В третью группу входят легирующие элементы, которые слабо влияют на $T_{ПП}$ титана (Sn, Zr, Ge, Hf, Th). Такие элементы называют нейтральными упрочнителями.

При описании многокомпонентных сплавов применяют понятия коэффициента β -стабилизации и структурных эквивалентов по алюминию и молибдену [2, 47, 54]:

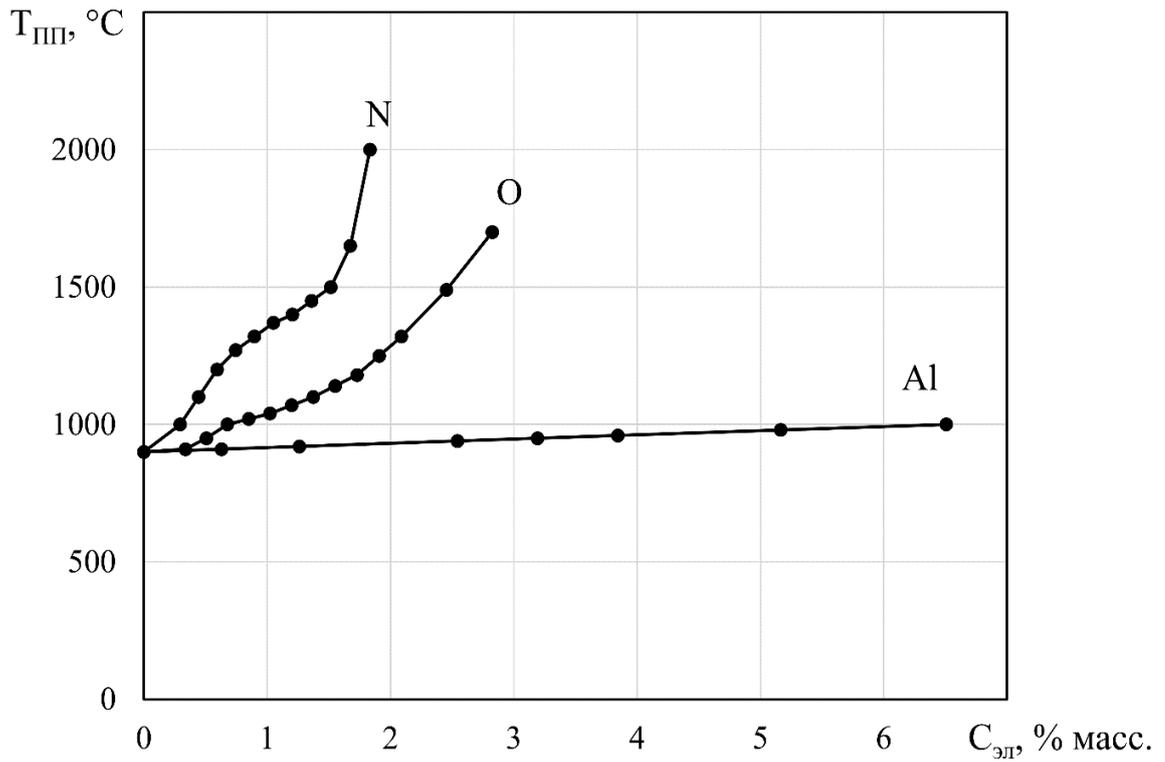
$$[Mo]_{ЭКВ}^{СТР} = \% Mo + \frac{\%Ta}{4} + \frac{\%Nb}{3,3} + \frac{\%W}{2} + \frac{\%V}{1,4} + \frac{\%Cr}{0,6} + \frac{\%Ni}{0,8} + \frac{\%Mn}{0,6} + \frac{\%Fe}{0,4} \quad (1.1.1)$$

$$[Al]_{ЭКВ}^{СТР} = \%Al + \frac{\%Sn}{3} + \frac{\%Zr}{6} + 10 \cdot [\%O + \%C + 2 \cdot (\%N)] \quad (1.1.2)$$

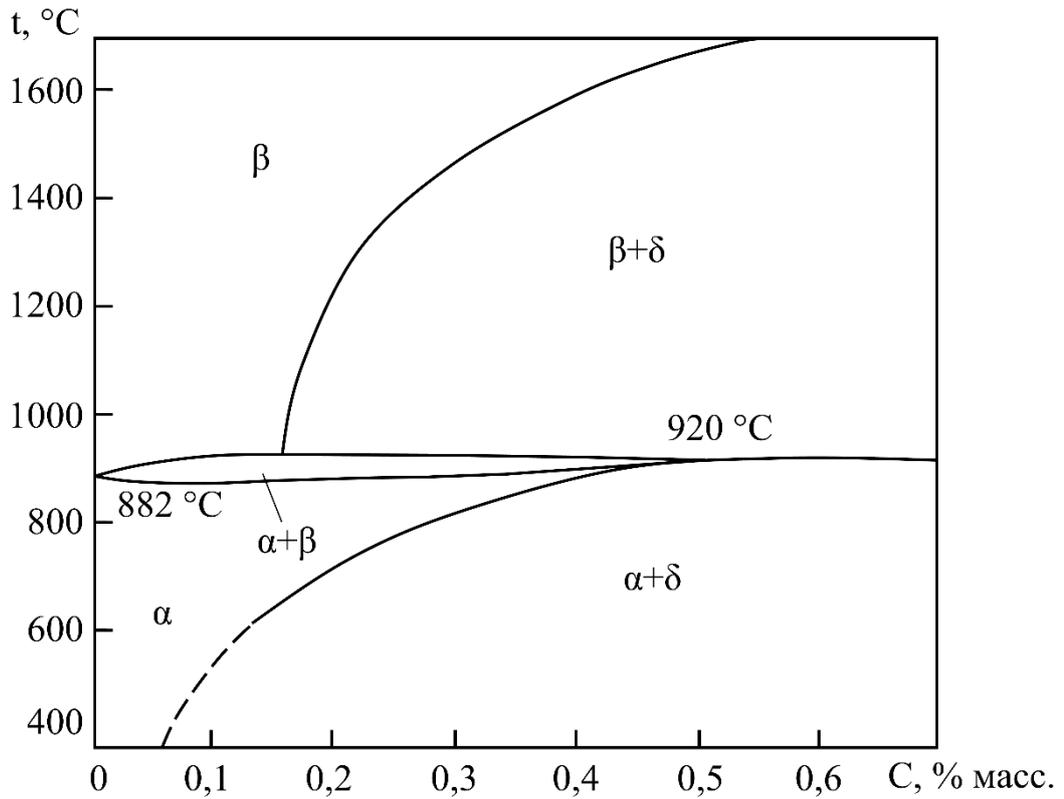
Коэффициент β -стабилизации и эквивалент по молибдену связаны соотношением:

$$k_{\beta} = [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} / 11 \quad (1.1.3)$$

Типичные значения температуры $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода отечественных титановых сплавов приведены в табл. 1.1.1.



а



б

Рисунок 1.1.1 – Зависимость температуры полиморфного превращения титана от содержания алюминия, азота и кислорода [60; 61; 71] (а) и диаграмма состояния Ti-C (б) [62]

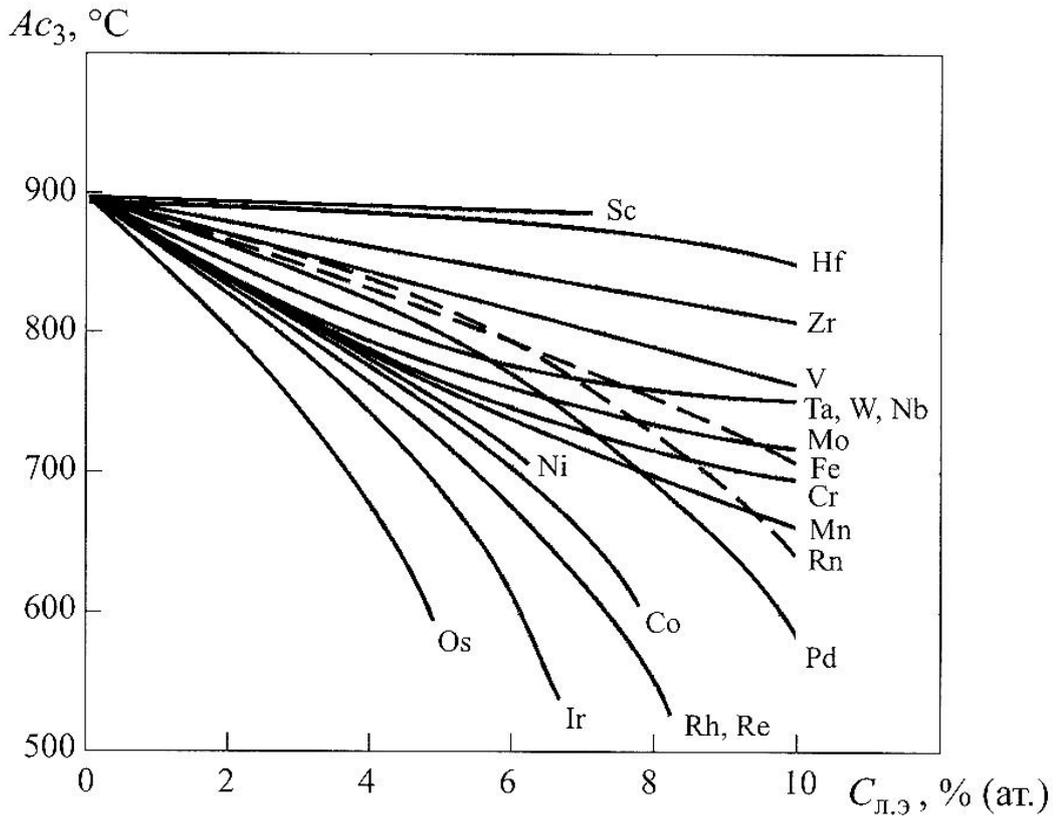


Рисунок 1.1.2 – Влияние легирующих элементов на температуру $\alpha+\beta/\beta$ -перехода титана [71; 72]

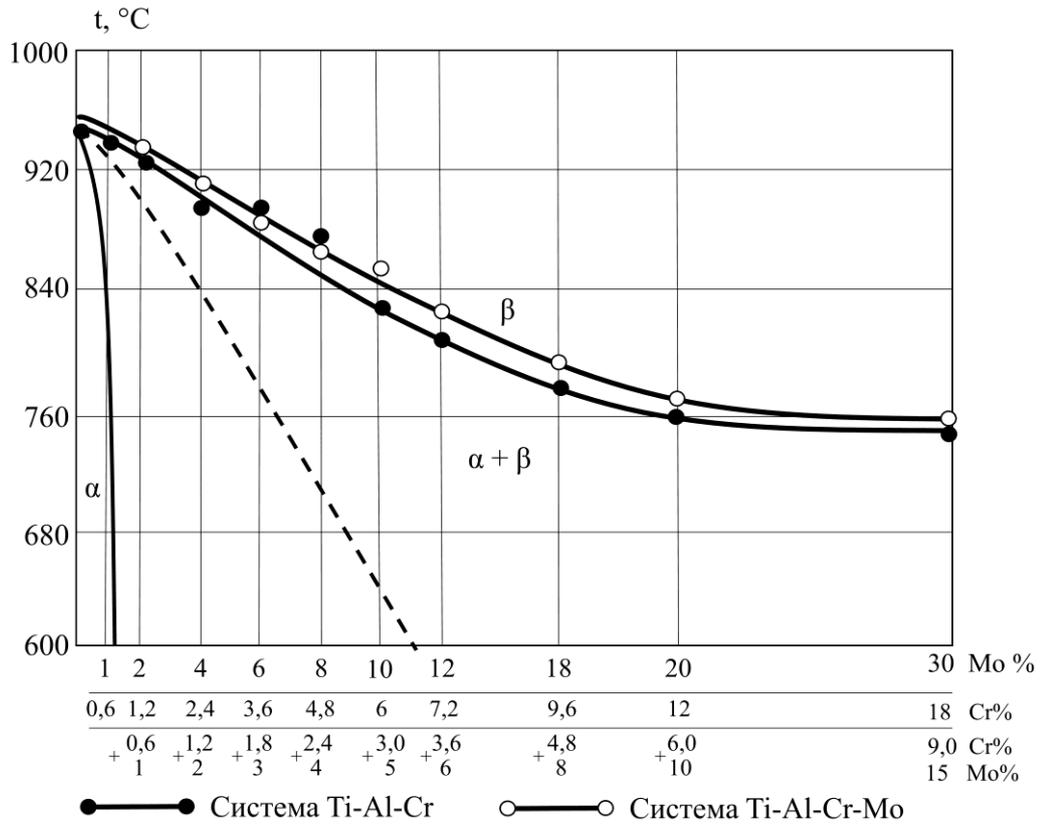


Рисунок 1.1.3 – Влияние β -стабилизаторов на температуру полиморфного превращения сплава Ti-3Al [110, с. 27-41]

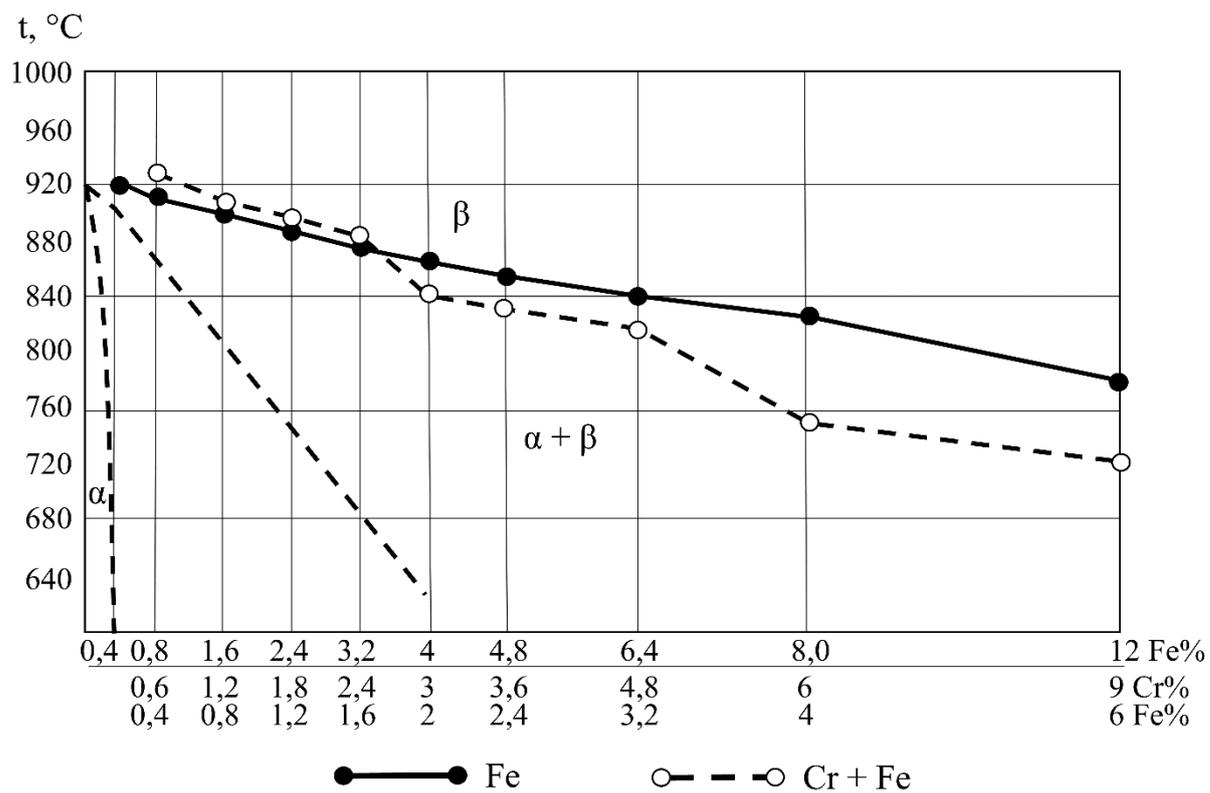


Рисунок 1.1.4 – Влияние β -стабилизаторов на температуру полиморфного превращения сплава Ti-3Al [110, с. 41-49]

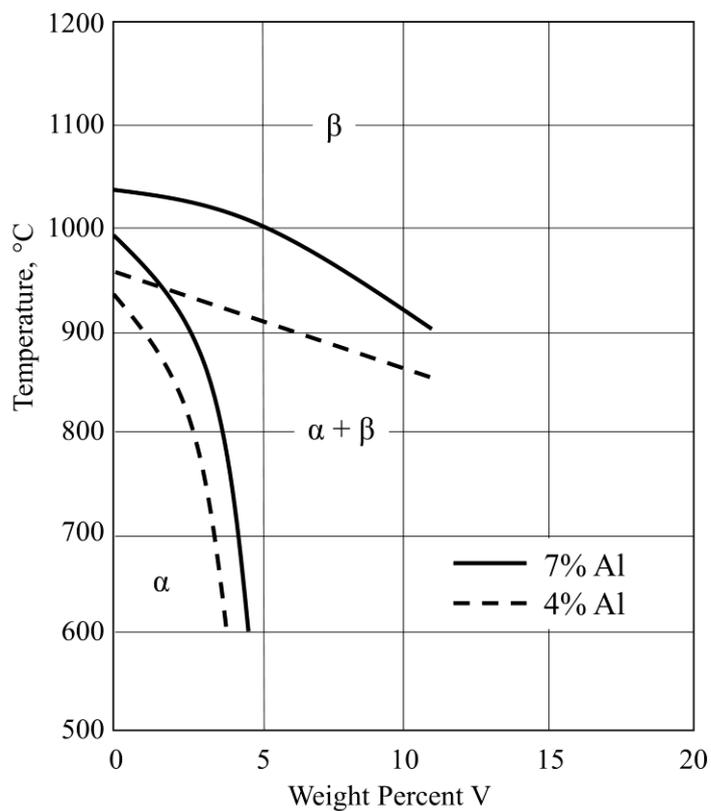


Рисунок 1.1.5 – Влияние содержания ванадия на T_{III} в системе Ti-Al-V [1]

Типичные значения и разброс температуры $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ -перехода
отечественных титановых сплавов [2; 186]

Марка сплава	Температура $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ -перехода, °С		Марка сплава	Температура $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ -перехода, °С	
	интервал	разброс		интервал	разброс
BT1-0	880-900	20	BT8-1	970-1020	50
BT1-00	870-890	20	BT9	960-1020	60
BT3-1	950-990	40	BT14	920-970	50
OT4-0	860-920	60	BT15, BT15-1	750-800	50
OT4-1, OT4-1B	910-950	40	BT16	840-880	40
OT4, OT4B	920-980	60	BT18У	990-1040	50
OT4-2	990-1050	60	BT20	960-1000	40
BT5	980-1030	50	BT22	850-880	30
BT5-1	980-1030	50	BT23	890-930	40
BT6	950-1000	50	BT25	980-1020	40
BT6С	930-990	60	BT25У	970-1010	40
BT6Ч	940-990		BT30	750-770	20
BT8	980-1020	40	BT36	990-1040	50
BT8М	960-1000	40	BT35	750-770	20

Из-за колебаний химического состава в пределах марки $T_{\text{ПП}}$ может различаться для разных плавов одного сплава на 20-60 °С [60]. Поэтому в сертификатах на слитки титановых сплавов, кроме содержания легирующих элементов, обязательно указывается температура полиморфного превращения для конкретной плавки. Для ее определения используются экспериментальные методы, такие, как металлографические (метод пробных закалок, структурно-аналитический метод) и физические (термографический, дилатометрический, измерение электросопротивления и др.) [60; 76-79]. Эти методы весьма трудоемки, требуют изготовления специальных образцов и наличия сложного лабораторного оборудования. В последние годы интенсивно развиваются расчетные методы оценки $T_{\text{ПП}}$ в зависимости от химического состава сплава. Полученные по данным разных авторов результаты обобщены в табл. 1.1.2 – 1.1.4.

В наиболее ранних работах [80, 81] было установлено, что в двойных и многокомпонентных сплавах существует линейная зависимость между $T_{\text{ПП}}$ и средней концентрацией электронов в сплаве:

$$T_{\text{ПП}} = 882 + 1000 \cdot (4 - n_e) + 60 \cdot C_O + 160 \cdot C_N, \quad (1.1.4)$$

где C_O – содержание кислорода, % ат.; C_N – содержание азота, % ат.; n_e – концентрация электронов в сплаве. На основе этого метода в работе [81] было проанализировано влияние на $T_{\text{ПП}}$ десяти легирующих элементов (табл. 1.1.2, строка 1). В качестве исходных данных использовали средний состав 17 сплавов согласно ОСТ 1.90013-78.

Таблица 1.1.2

Изменение $T_{пп}$ при введении 1% (масс.) элемента (коэффициент k_i) по данным разных авторов

№	Сплавы	Изменение $T_{пп}$ при введении в сплав 1% (масс.) элемента (коэффициент k_i)															Источник	
		Al	Sn	Zr	V	Nb	Ta	Cr	Mo	W	Mn	Fe	Si	O	C	N		H
1	17 промышленных сплавов	16,7	-7	0	-9,1	-4,4	-	-16	-8,3	-	-15	-14,5	0	232	-	564	-	[81]
2	Сплав ВТЗ-1	17,5	-	-	-	-	-	-20	-7	-	-	-21	-	250	-	550	-	[84]
3		16,4	-	-	-	-	-	-	-15,8	-8,1	-	-	-14,2	-	229	-	558	-
4	Сплав ВТ22	18	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-13	-33	450	33	-	-	[60, с.336]
5	12 двойных сплавов	22	-8	-4	-14	-6	-6	-16	-10	-3	-14	-17	-5	-	-	-	-	[72]
6	45 α -, псевдо- α - и α + β -сплавов	22	0	0	-10	-2	-6	-16	-10	0	-14	-17	-5	-	-	-	-	
7	18 псевдо- β -сплавов	22	-4	$\frac{-8^*}{0}$	-10	-2	-6	-10	-10	-	-	$\frac{-3^{**}}{-17}$	-	-	-	-	-	
8	200 сплавов	21,1	4,2	-6,9	-11,8	-	-	-12	-9,5	-	-	-15	23	123	-	-	-	[27]
9	Псевдо- β -сплавы и β -сплавы с-мы Ti-V-Fe-Al	23,4	-	-	-12,4	-	-	-	-	-	-	-8,4	-	-	-	-	-	[29]
10	Сплавы Ti-(24÷26)·Nb - (5÷16)·Hf - (0,5÷1,0)·Zr	-	-	0	-	-7,22	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	[85]
11	Сплав ВТ20	16,4	-	-3	-12,2	-	-	-	-8,1	-	-	-14,2	-	229	-	558	-	[82; 83]
12	Сплав Ti-6Al-4V	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	256	-	-	-	[3, с.490]
13	Сплавы разных классов	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-200÷300	[86]
14	Двойные сплавы (линейная зависимость)	21,0	0,32	-4,3	-12,5	-8,9	-4,3	-15,8	-14,0	-	-	-20,4	-13	210	420	680	-	[87]
15	Двойные сплавы (нелинейная зависимость)	20÷26	0,08÷0,4	-4÷-4,5	-8,0÷-18,5	-8,0÷-10,0	-4,2÷-4,6	-12,0÷-21,0	-4,0÷-12,0	-	-	-19,0÷-22,0	-13	210	420	680	-	
16	Двойные сплавы***	20	-3	-5	-9	-6	-4	-19	-10	-2	-15	-19	-30	240	250	600	-	[62; 71]

Примечания: * - в числителе для Zr > 6%, в знаменателе для Zr = 1 ÷ 6%; ** - в числителе для Fe > 2%, в знаменателе для Fe = 1 ÷ 2%; *** - наша оценка по диаграммам состояния.

Зная содержание легирующих элементов и примесей в сплаве C_{0i} и его температуру полиморфного превращения T_0 , можно оценить $T_{ПП}$ при другом содержании легирующих элементов по формуле:

$$T_{ПП} = T_0 + \sum k_i (C_i - C_{0i}) \quad (1.1.5)$$

где k_i – коэффициенты, характеризующие влияние на $T_{ПП}$ 1,0 %(масс.) i -элемента.

В работе [72] приведены данные по зависимости $T_{ПП}$ двойных и промышленных титановых сплавов от среднего содержания легирующих элементов по ГОСТ и ОСТ на основе обобщения различных литературных источников (рис. 1.1.1, 1.1.2, табл. 1.1.2). В первом приближении зависимость температуры $\alpha+\beta/\beta$ -перехода $A_{с3}$ от химического состава сплава можно описать линейной моделью:

$$A_{с3} = T_0 + k_1 C_1 + k_2 C_2 + \dots + k_i C_i, \quad (1.1.6)$$

где $T_0 = 890 \text{ }^\circ\text{C}$ – $T_{ПП}$ технического титана; k_1, k_2, \dots, k_i – коэффициенты, характеризующие изменение $T_{ПП}$ при введении в сплав 1% (по массе) i -элемента; C_1, C_2, \dots, C_i – содержание элементов (% по массе). В табл. 1.1.2 указана интенсивность k_i влияния элементов в интервале концентраций, встречающихся в промышленных сплавах, на $T_{ПП}$ титана (строки 5-7).

В работах [60, с. 39; 82-84] были получены следующие соотношения для расчета $T_{ПП}$ сплавов ВТ20 (1.1.7) и ВТ3-1 (1.1.8; 1.1.9) в зависимости от концентрации C_{Al}, \dots, C_i (% масс.):

$$T_{ПП} = 966,4 + 16,4 \cdot (C_{Al} - 6,6) - 8,1 \cdot (C_{Mo} - 1,5) - 12,2 \cdot (C_V - 1,5) - 3 \cdot (C_{Zr} - 2) - 14,2 \cdot (C_{Fe} - 0,3) + 229 \cdot (C_O - 0,08) + 558 \cdot (C_N - 0,01) \quad (1.1.7)$$

$$T_{ПП} = 989 + 17,5 \cdot (C_{Al} - 6,2) - 7 \cdot (C_{Mo} - 2,5) - 20 \cdot (C_{Cr} - 1,5) - 21 \cdot (C_{Fe} - 0,44) + 250 \cdot (C_O - 0,145) + 550 \cdot (C_N - 0,01) \quad (1.1.8)$$

$$T_{ПП} = 966,4 + 16,4 \cdot (C_{Al} - 6,5) - 8,1 \cdot (C_{Mo} - 2,5) - 15,75 \cdot (C_{Cr} - 1,5) - 14,2 \cdot (C_{Fe} - 0,4) + 229 \cdot (C_O - 0,08) + 558 \cdot (C_N - 0,01) \quad (1.1.9)$$

В работе [88] для оценки $T_{ПП}$ в зависимости от химического состава предложена обобщенная параболическая модель:

$$T_{ПП} = 1155 + \sum (a_i C_i + b_i C_i^2), \text{ K}, \quad (1.1.10)$$

где $1155 \text{ K} = 882 \text{ }^\circ\text{C}$ – $T_{ПП}$ титана. Значения a_i и b_i приведены в табл. 1.1.3 (для всего интервала концентраций легирующих элементов, встречающихся в титановых сплавах).

Значения коэффициентов a_i и b_i в соотношении (1.1.10)

Коэффициент	Источник	Значения коэффициентов a_i и b_i						
		Al	Sn	Zr	V	Cr	Mo	Fe
a_i , град/1% масс.	[88]	18,241	-9,893	-3,107	-17,057	-24,430	-19,047	-18,048
	[87]	17,85	0,3	-4,289	-18,28	-21,10	-18,05	-22,10
b_i , град/ (1% масс.) ²	[88]	-0,300	0,646	0,152	0,226	0,630	0,093	0,340
	[87]	0,084	0,002	0,001	0,359	0,440	0,324	0,288

Авторы статьи [89] предложили проводить расчет $T_{\text{ПП}}$ на основе коэффициента фазостабилизирующей способности элементов $k_{\text{фсс}}$ и приведенных концентраций C_α и C_β (табл. 1.1.4).

Таблица 1.1.4

Значения коэффициента фазостабилизирующей способности элементов $k_{\text{фсс}}$ [89]

Элемент	Al	Sn	Zr	V	Cr	Mo	Fe
$k_{\text{фсс}}$, °C / 1% масс.	-17	4,6	4,8	11,7	22,4	13,4	19,5
Элемент	Mn	Si	Nb	W	Co	Ni	Cu
$k_{\text{фсс}}$, °C / 1% масс.	17,6	33,8	8,4	6,1	20,7	23	11,8

В работе [89] на основе регрессионной модели $T_{\text{ПП}}$ оценена следующим образом:

$$T_{\text{ПП}} = 898 + 0,00882 \cdot C_\alpha^2 - 0,003438 \cdot C_\beta^2 \quad (1.1.11)$$

В работе [27] описаны модели для расчета $T_{\text{ПП}}$ с применением линейного регрессионного анализа и искусственных нейронных сетей. В качестве входных данных использовали 200 сплавов. Полученная регрессионная модель имеет вид:

$$T_{\text{ПП}} = 882 + 21,1 \cdot \text{Al} - 9,5 \cdot \text{Mo} + 4,2 \cdot \text{Sn} - 6,9 \cdot \text{Zr} - 11,8 \cdot \text{V} - 12,1 \cdot \text{Cr} - 15,4 \cdot \text{Fe} + 23,3 \cdot \text{Si} + 123,0 \cdot \text{O} \quad (1.1.12)$$

Для упрощения формулы авторы [27] предлагают выразить из предыдущего выражения содержание элементов через эквиваленты по алюминию и молибдену:

$$[\text{Al}]_{\text{eq}} = \text{Al} + 0,2 \cdot \text{Sn} + 1,1 \cdot \text{Si} + 5,8 \cdot \text{O} \quad (1.1.13)$$

$$[\text{Mo}]_{\text{eq}} = \text{Mo} + 1,2 \cdot \text{V} + 1,3 \cdot \text{Cr} + 1,6 \cdot \text{Fe} \quad (1.1.14)$$

Тогда модель (1.1.13) примет следующий вид:

$$T_\beta = 882 + 21,1 \cdot [\text{Al}]_{\text{eq}} - 9,5 \cdot [\text{Mo}]_{\text{eq}} \quad (1.1.15)$$

В работе [15] на основе исследования $T_{\text{ПП}}$ сплавов системы Ti-V-Fe-Al получено соотношение:

$$T_\beta = 882 + 23,4 \cdot \text{Al} - 12,4 \cdot \text{V} - 8,4 \cdot \text{Fe} \quad (1.1.16)$$

Совершенно другой подход к оценке $T_{\text{ПП}}$ применен в статье [36]. Ее авторы использовали физические параметры, предложенные японскими исследователями Морианага и соавторами [85] и основанные на расчете базисных молекулярных орбиталей в электронных структурах. В работе [36] для оценки силы ковалентной связи использовали величину V_o (порядок связи), а для оценки

силы металлической связи – величину M_d (энергия d-орбитали). Расчетные значения $T_{ПП}$ определяли из соотношения, приведенного авторами работы [85]:

$$V_0 = 0,326 \cdot M_d - 1,95 \cdot 10^{-4} \cdot T_{\beta} + 2,217 \quad (1.1.17)$$

Откуда следует [36]:

$$T_{\beta} = 10^4 \cdot (1,137 + 0,167 \cdot M_d - 0,51 \cdot V_0) \quad (1.1.18)$$

Работы английского исследователя Сандерса с соавторами [26; 90] основаны на термодинамических расчетах фазовых состояний, диаграмм фазового состава и свойств различных материалов, в том числе и титановых сплавов. Результаты расчетов реализованы в коммерческом программном пакете для моделирования JMatPro [87; 91]. К сожалению, по понятным причинам, в опубликованных статьях авторов этого пакета нет никаких сведений о полученных моделях для прогнозирования, а приводится только сравнение результатов расчета и литературных данных, которые призваны подтверждать высокую эффективность программы JMatPro и побуждать заинтересованных лиц к ее приобретению. Анализ демонстрационной версии этой программы (табл. 1.1.2, строки 14 и 15) и сравнение с данными различных источников, приведенными в табл. 1.1.2-1.1.4, показали, что $T_{ПП}$ повышается при введении 1% масс. α -стабилизатора: Al – на 17-26 °С, O – на 123-450 °С, N – на 550-680 °С, C – на 33-420 °С. $T_{ПП}$ снижается при введении 1% масс. β -стабилизатора: V – на 8-19 °С, Nb – на 2-10 °С, Ta – на 4-6 °С, Cr – на 10-20 °С, Mo на 4-14 °С, Fe – на 3-22 °С. Такой разброс значений связан с тем, что в разных интервалах концентраций степень влияния элементов различна. Однако наблюдается общая закономерность: при увеличении содержания элемента в сплаве интенсивность изменения $T_{ПП}$ уменьшается. Так, например, при введении 1% Mo в интервале его концентраций 0-2 % $T_{ПП}$ снижается в среднем на 12 °С, а в интервале 14-15% – всего на 4 °С. Наиболее сильные различия по влиянию на $T_{ПП}$ обнаружены для Sn, Si и C. Так, по данным разных источников $T_{ПП}$ может измениться от -8 до +4 °С при введении 1% масс. Sn (в интервале концентраций 0-11%), от -13 до +23 °С¹ при введении 1% масс. Si (0-0,5%), от +33 до +420 °С при введении 1,0% масс. C (0-0,3%). Свободный член T_0 линейного уравнения типа (1.1.6) практически во всех работах равен 882-890 °С.

¹ однако, возможно, что в работе [27] опечатка и имеется в виду диапазон от -23 до -13 °С

1.2. Связь химического состава и механических свойств титановых сплавов

Чистый титан характеризуется высокой пластичностью ($\delta = 50-60\%$, $\psi = 70-90\%$) и невысокой прочностью ($\sigma_b = 235-450$ МПа) [1, 2], при этом с помощью легирования и термической обработки его свойства можно изменять в очень широких пределах. Легирующие элементы оказывают на фазовый состав, структуру и свойства титана различное влияние. Наиболее сильно титан упрочняют железо, марганец, кремний, менее интенсивно – олово, ванадий, алюминий, сравнительно слабо – цирконий, ниобий и тантал [2; 54]. С повышением концентрации элементов интенсивность упрочнения снижается (рис. 1.2.1, 1.2.2). Алюминий является исключением, при концентрации 0-4 % он упрочняет титан слабее, чем в диапазоне 4-7 %. Легирование титана всеми элементами, за исключением железа, марганца, кремния и кислорода, не приводит к резкому падению характеристик пластичности.

Для приближенной оценки предела прочности и относительного удлинения α -, псевдо α -, $\alpha+\beta$ -сплавов в зависимости от содержания легирующих элементов и примесей используют линейные зависимости [2; 52; 54]:

$$\sigma_b = K_0\sigma_0 + K_1C_1 + K_2C_2 + \dots + K_iC_i, \quad (1.2.1)$$

$$\delta = \delta_0 - K_1C_1 - K_2C_2 \dots - K_iC_i, \quad (1.2.2)$$

где K_0 – коэффициент упрочнения основы сплава; $K_1 \dots K_i$ – коэффициенты упрочнения или эффективности снижения δ от введения 1% (по массе) легирующих элементов; $C_1 \dots C_i$ – содержание легирующего элемента в сплаве, σ_0 – прочность основы сплава; δ_0 – относительное удлинение основы. В табл. 1.2.1 приведены линейные модели, полученные разными авторами для оценки механических свойств.

Наиболее сильно пластичность, ударную вязкость и вязкость разрушения снижают кремний, кислород и железо (табл. 1.2.2). При этом интенсивность изменения свойств снижается с увеличением содержания легирующих элементов и при переходе от α - к β -сплавам.

В табл. 1.2.3 приведены коэффициенты упрочнения по данным С.Г. Глазунова [42] и Б.А. Колачева [47, 54]. В столбце 4 указаны значения, полученные на основе обобщения экспериментальных данных и производственного опыта и дающие наиболее удовлетворительное согласие расчета с действительной прочностью α -, псевдо α -, $\alpha+\beta$ -титановых сплавов [2; 140].

Модели зависимости механических свойств титановых сплавов
от их химического состава по данным разных авторов

Титановый сплав	№ модели	Модель*	Ед. изм.	Источник
Технический титан	1	$\sigma_B = 1,18 \cdot \sigma_0 + 45 \cdot Al$	МПа	[54, с. 226]
OT4-0, BT5, BT5-1, BT6	2	$\sigma_B = 1,23 \cdot \sigma_0 + 63 \cdot Al + 100 \cdot Mn + 30 \cdot Sn + 20 \cdot V$	МПа	[54, с. 226]
BT-8	3	$\sigma_B = 1,32 \cdot \sigma_0 + 60 \cdot Al + 50 \cdot Mo + 200 \cdot Si$	МПа	[54, с. 226]
BT3-1	4	$\sigma_B = 1,27 \cdot \sigma_0 + 50 \cdot Al + 60 \cdot Mo + 200 \cdot Si + 100 \cdot Fe$	МПа	[54, с. 226]
Ti-6Al-4V после отжига	5	$\sigma_B = 439 + 59 \cdot Al + 20 \cdot V + 34 \cdot Mo + 206 \cdot Si + 75 \cdot Fe + 744 \cdot O$	МПа	[128, с.3027-3032]
Ti-6Al-4V после закалки	6	$\sigma_B = 900 + 48 \cdot V + 97 \cdot Mo + 246 \cdot Si + 67 \cdot Fe$	МПа	
Ti-6Al-4V после старения	7	$\sigma_B = 608 + 52 \cdot Al + 30 \cdot V + 61 \cdot Mo + 205 \cdot Si + 99 \cdot Fe$	МПа	
BT6	8	$\sigma_B = 711 + 46 \cdot Al$	МПа	[64]
BT3-1, BT9	9	$\sigma_B = 580 + 30 \cdot Al + 35 \cdot Mo + 35 \cdot Cr + 70 \cdot Fe + 17 \cdot Si + 83 \cdot O_2$	МПа	[67]
Ti-5Al-5Mo-5V отжиг при 850°C	10	$\sigma_B = 1262 + 3,3 \cdot Sn + 3,6 \cdot Cr + 1,7 \cdot Si + 1,8 \cdot Sn \cdot Cr,$	МПа	[92]
BT36	11	$\sigma_B^{20} = 584 + 8,7 \cdot Al + 9,8 \cdot W + 63,7 \cdot Zr + 5,9 \cdot Sn + 2,3 \cdot Si + 430 \cdot O + 147 \cdot Mo + 744 \cdot Y$	МПа	[68]
α -, псевдо- α -, $\alpha+\beta$	12	$\sigma_B = 235 + 66 \cdot Al + 45 \cdot Mo + 108 \cdot Fe + 373 \cdot Si + 1530 \cdot O_2 + 4,5Zr + 15V$	МПа	[52]
BT36	13	$\sigma_{0,2}^{20} = 525 + 18,3 \cdot Al + 6,6 \cdot W + 57,7 \cdot Zr + 5 \cdot Sn + 300 \cdot Si + 364 \cdot O + 26,7 \cdot Mo + 725 \cdot Y$	МПа	[68]
разные сплавы	14	$\sigma_{0,2} = 240 + 61,4 \cdot Al + 13,9 \cdot Zr + 21,0 \cdot Sn + 1,4V + 93,8Fe + 462 \cdot Si + 735 \cdot O$	МПа	[176, с.1419-1426]
OT4-0, BT5, BT5-1, BT6	15	$\delta = 36 - 0,5 \cdot (HBr - 100) - 40 \cdot C_{стп} - 1,3 \cdot Al - 6Mn + 0,1 \cdot Sn + 0,4V$	%	[61; 47, с.110]
BT36	16	$\delta = 43,2 - 1,9 \cdot Al - 2,7 \cdot W - 0,8 \cdot Zr - 0,6 \cdot Sn - 8,1 \cdot Si - 35,8 \cdot O - 1,9 \cdot Mo + 95 \cdot Y$	%	[68]
Ti-5Al-5Mo-5V отжиг при 850°C	17	$\delta = 13,4 - 2 \cdot Sn - 1,6 \cdot Sn \cdot Cr$	%	[92]
мало- и среднелегированные α - и $\alpha+\beta$ -сплавы	18	$\delta = 30 - 1,6Al - 1,5Zr - 2Sn - 1,8V - 1,5Nb - 2Ta - 6Cr - 3,2Mo - 2W - 5Mn - 8Fe - 24Si - 50 \cdot O$	%	[52]
комплексно легированные α - и $\alpha+\beta$ -сплавы	19	$\delta = 30 - 1,0 \cdot Al - 1,0 \cdot Zr - 1,0 \cdot Sn - 1,8V - 1,0 \cdot Nb - 1,0 \cdot Ta - 2Cr - 1,0 \cdot Mo - 1,5W - 2Fe - 10Si - 28 \cdot O$	%	[52]
псевдо- β - сплавы	20	$\delta = 30 - 0,7 \cdot Al - 0,5 \cdot Zr - 1,0 \cdot Sn - 0,7V - 0,5 \cdot Nb - 1,0 \cdot Cr - 0,5 \cdot Mo - 1,0 \cdot Fe - 10Si$	%	[52]
OT4-0, BT5, BT5-1, BT6	21	$\psi = 74 - 0,5 \cdot (HBr - 100) - 60 \cdot C_{стп} - 3,5 \cdot Al - 7Mn + 0,1 \cdot Sn + 2V$	%	[61; 47, с.110]
BT3-1, BT9	22	$\psi = 114 - 4,2 \cdot Al - 5 \cdot Mo - 5 \cdot Cr - 10 \cdot Fe - 24 \cdot Si - 120 \cdot O_2$	%	[67]
BT36	23	$\psi = 82,1 - 2,3 \cdot Al - 2,1 \cdot W - 8,5 \cdot Zr - 1,5 \cdot Sn - 30,2 \cdot Si - 25,3 \cdot O - 0,8 \cdot Mo + 164 \cdot Y$	%	[68]

Ti-5Al-5Mo-5V отжиг при 850°C	24	$\psi = 39,1 - 8,5 \cdot \text{Sn} - 4,4 \cdot \text{Cr} - 7,8 \cdot \text{Sn} \cdot \text{Cr} - 4,5 \cdot \text{Sn} \cdot \text{Si}$	%	[92]
OT4-0, BT5, BT5-1, BT6	25	$\text{KCU} = 180 - (\text{HBr} - 100) - 100 \cdot \text{C}_{\text{стр}} - 14 \cdot \text{Al} - 35 \text{Mn} - \cdot \text{Sn} + 0,1 \text{V}$	Дж/см ²	[61; 47, с.110]
BT3-1, BT9	26	$\text{KCU} = 120 - 4 \cdot \text{Al} - 5 \cdot \text{Mo} - 5 \cdot \text{Cr} - 10 \cdot \text{Fe} - 34 \cdot \text{Si} - 150 \cdot \text{O}_2$	Дж/см ²	[67]
BT36	27	$\text{KCU} = 49,7 - 0,5 \cdot \text{Al} - 2 \cdot \text{W} - 4,1 \cdot \text{Zr} - 3,1 \cdot \text{Sn} - 10,6 \cdot \text{Si} - 6,1 \cdot \text{O} - 3,6 \cdot \text{Mo} + 47 \cdot \text{Y}$	Дж/см ²	[68]
BT36	28	$\text{KCT} = 19,4 - 0,6 \cdot \text{Al} - 1,6 \cdot \text{W} - 1,13 \cdot \text{Zr} - 0,06 \cdot \text{Sn} - 15 \cdot \text{Si} - 22 \cdot \text{O} - 12,8 \cdot \text{Mo} + 56 \cdot \text{Y}$	Дж/см ²	[68]
BT3-1, BT9	29	$\text{K}_{\text{IC}} = 546 - 21 \cdot \text{Al} - 25 \cdot \text{Mo} - 25 \cdot \text{Cr} - 49 \cdot \text{Fe} - 128 \cdot \text{Si} - 596 \cdot \text{O}_2$	МПа·м ^{1/2}	[67]

Примечание: * σ_0 – прочность основы сплава, HBr – твёрдость титановой губки, $\text{C}_{\text{стр}}$ – доля стружки, вводимой в шихту.

Таблица 1.2.2

Влияние легирующих элементов на механические свойства по данным разных авторов
(по моделям табл. 1.2.1)

Св-во	№ модели	Изменение свойства при добавлении 1,0 % (масс.) элемента											
		Al	V	Mo	Fe	Sn	Mn	Si	Cr	O	W	Zr	Y
σ_b , МПа	1	45	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	2	63	20	-	-	30	100	-	-	-	-	-	-
	3	60	-	50	-	-	-	200	-	-	-	-	-
	4	50	-	60	100	-	-	200	-	-	-	-	-
	5	59	20	34	75	-	-	206	-	744	-	-	-
	6	-	48	97	67	-	-	246	-	-	-	-	-
	7	52	30	61	99	-	-	205	-	-	-	-	-
	8	46	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	9	30	-	35	70	-	-	17	35	83	-	-	-
	11	8,7	-	147	-	5,9	-	2,3	-	430	9,8	63,7	744
	12	66	15	45	108	-	-	373	-	1530	-	4,5	-
	$\sigma_{0,2}$, МПа	13	18,3	-	26,7	-	5	-	300	-	364	6,6	57,7
14		61	1,4	-	93,8	21	-	462	-	735	-	13,9	-
δ , %	15	-1,3	0,4	-	-	0,1	-6	-	-	-	-	-	-
	16	-1,9	-	-1,9	-	-0,6	-	-8,1	-	-35,8	-2,7	-0,8	95
	18	-1,6	-2	-3,2	-8	-2	-5	-24	-6	-50	-2	-1,5	-
	19	-1,0	-2	-1	-2	-1	-	-10	-2	-28	-1,5	-1	-
	20	-0,7	-0,7	-0,5	-1	-1	-	-10	-1	-	-	-0,5	-
ψ , %	21	-3,5	2	-	-	0,1	-7	-	-	-	-	-	-
	22	-4,2	-	-5	-10	-	-	-24	-5	-120	-	-	-
	23	-2,3	-	-0,8	-	-1,5	-	-30,2	-	-25,3	-2,1	-8,5	164
KCU, Дж/см ²	25	-14	0,1	-	-	-1	-35	-	-	-	-	-	-
	26	-4	-	-5	-10	-	-	-34	-5	-150	-	-	-
	27	-0,5	-	-3,6	-	-3,1	-	-10,6	-	-6,1	-2	-4,1	47
KCT, Дж/см ²	28	-0,6	-	-12,8	-	-0,06	-	-15	-	-22	-1,6	-1,13	56
K_{IC} , МПа·м ^{1/2}	29	-21	-	-25	-49	-	-	-128	-25	-596	-	-	-

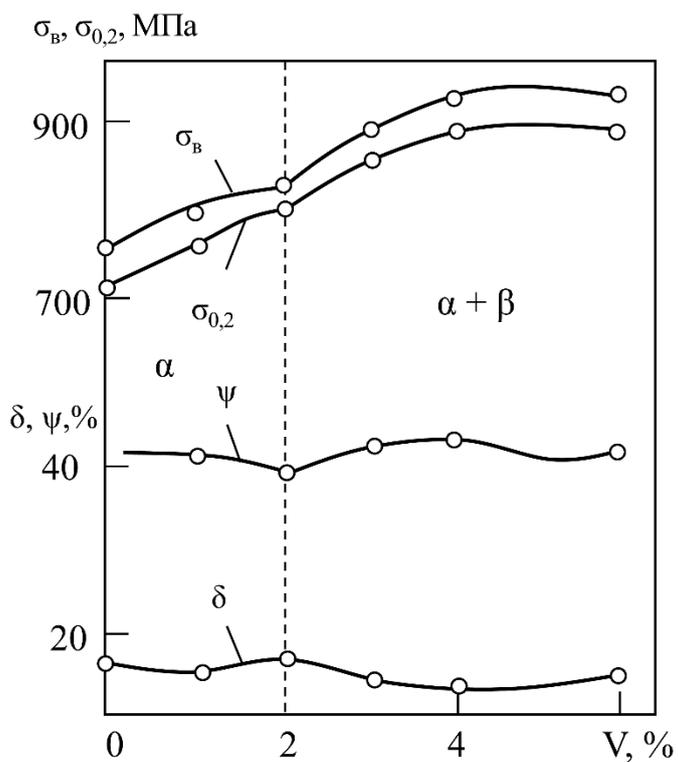
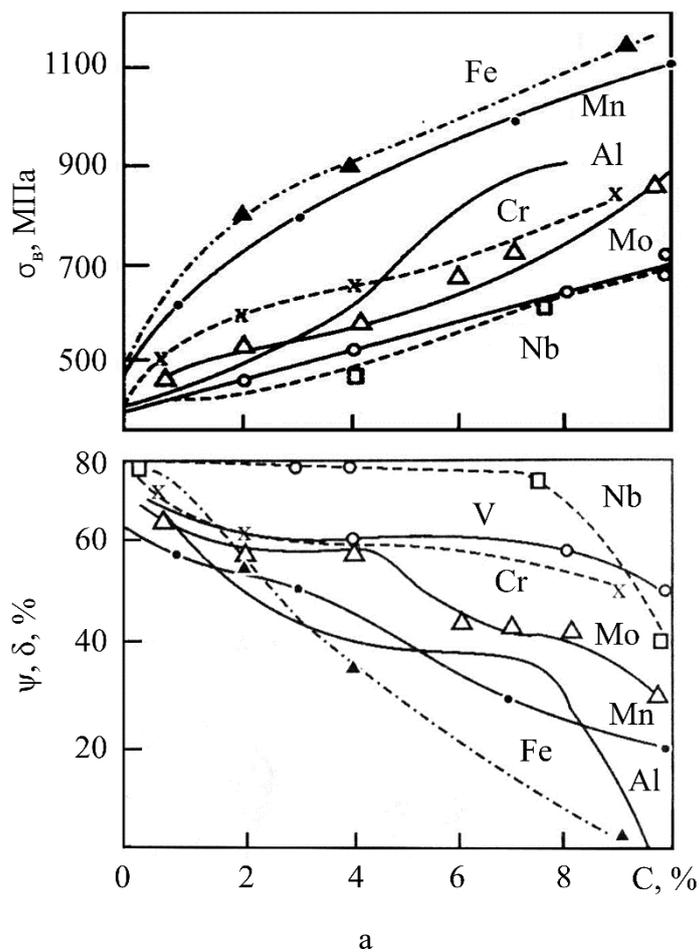


Рисунок 1.2.1 – Влияние легирующих элементов на механические свойства двойных сплавов титана [54, с. 224] (а) и сплава Ti-6Al-V [41, с. 193] (б).

Повышение предела прочности промышленных α -, псевдо α -,
 $\alpha+\beta$ -титановых сплавов при легировании

Легировующий элемент		Повышение предела прочности по данным разных авторов, МПа/% (по массе)		
		[47; 54]	[42]	[2; 140]
1		2	3	4
α -стабилизаторы и нейтральные упрочнители	Al	50-60	50	60
	Zr	20	20	20
	O	1250	1200	1250
	C	700	700	700
	N	2000	2500	2000
	Sn	25-30	25	30
β -стабилизаторы	Si	200	120	200
	V	20-35	35	30
	Ni	-	-	35
	Nb	15	15	15
	Mo	50-60	50	50
	Cr	60-65	65	65
	Mn	50-100	75	50
	Fe	70-100	75	75
	Co	70	200	125
	W	50	200	50
Cu	20	-	17	

Элементы, эквивалентные алюминию, упрочняют титановые сплавы в основном за счет растворного упрочнения, а β -стабилизаторы – из-за увеличения количества более прочной β -фазы [2; 54]. Вследствие этого целесообразным является разделение эффектов упрочнения от введения легирующих элементов на две соответствующие группы и их оценка через прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену. Для расчёта эквивалентов и предела прочности в монографии [47] предложены следующие соотношения:

$$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} = \%Al + \%Sn/2 + \%Zr/3 + 20[\%O] + 33[\%N] + 12[\%C] + 3,3[\%Si] \quad (1.2.3)$$

$$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} = \%Mo + \%V/1,7 + \%Mn + \%Cr/0,8 + \%Fe/0,7 + \%Nb/3,3 \quad (1.2.4)$$

$$\sigma_{\text{В}} = 326 + 60 \cdot [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} \quad (1.2.5)$$

$$\sigma_{\text{В}} = 235 + 60 \cdot [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} + 50 \cdot [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} \quad (1.2.6)$$

Модель (1.2.5) справедлива для отожженных α - и псевдо- α -сплавов, а модель (1.2.6) – для отожженных α -, псевдо- α - и ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов. Сравнение соотношения (1.2.6) с реальными «промышленными» значениями прочности, показало, что необходима его корректировка. Это связано с тем, что оно учитывает только «чистое» твердорастворное упрочнение без учета влияния технологических факторов. Проведенный в работах [52; 141] статистический анализ результатов производственных испытаний и данных промышленного контроля более 3000 образцов показал, что коэффициенты упрочнения 60 и 50 МПа/% не отличаются от установленных в (1.2.6) и не зависят от вида полуфабриката. Свободный член σ_0 можно представить в виде $\sigma_0 = k_{\sigma} \cdot 235$, где k_{σ} – эмпирический (поправочный) коэффициент,

который может быть определен на основе данных статистического контроля. В работах [52; 141] для оценки стандартных механических свойств деформируемых полуфабрикатов α -, псевдо α -, $\alpha+\beta$ -сплавов после отжига были предложены следующие соотношения (с доверительной вероятностью 0,95):

$$\sigma_B^{\text{расч}} = k_\sigma \cdot 235 + (60 \pm 5) \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} + (50 \pm 5) \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} \quad (1.2.7)$$

$$\delta^{\text{расч}} = k_\delta \cdot 50 + (1,5 \pm 0,5) \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} - (0,75 \pm 0,25) \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} \quad (1.2.8)$$

$$\psi^{\text{расч}} = k_\psi \cdot 80 + (2,5 \pm 0,5) [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} + (0,5 \pm 0,2) \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} \quad (1.2.9)$$

$$\text{КСУ}^{\text{расч}} = k_{\text{КСУ}} \cdot 2,0 + (0,1 \pm 0,02) \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} + (0,09 \pm 0,02) \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пп}} \quad (1.2.10)$$

В работах [52; 140; 142] было показано, что для оценки предела прочности и относительного удлинения отожженных прутков диаметром 10-14 мм не только α -, псевдо α -, $\alpha+\beta$ -сплавов, но и псевдо β - и β -сплавов, можно успешно использовать структурные эквиваленты. В зависимости от структурного эквивалента по молибдену предел прочности сначала повышается, достигает максимума при $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 8-12 \%$, а затем снижается (рис. 1.2.1). Для псевдо α - и $\alpha+\beta$ -сплавов ($[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 0,2-8 \%$):

$$\sigma_B = 379 + 65,2 \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 44,6 \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \quad (1.2.11)$$

$$\delta = 28,1 - 1,78 \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} - 0,73 \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 0,035([\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}})^2 \quad (1.2.12)$$

Для $\alpha+\beta$ -сплавов переходного класса ($[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=8-12\%$) свойства слабо зависят от содержания β -стабилизаторов и их можно оценить в зависимости от $[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$:

$$\sigma_B = 900 + 50 \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \quad (1.2.13)$$

$$\delta = 21,9 - 1,33 \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \quad (1.2.14)$$

Для псевдо β - и β -сплавы ($[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 12-33\%$) предел прочности незначительно снижается, а относительное удлинение практически не изменяется с увеличением $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$:

$$\sigma_B = 1100 + 46 \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} - 24 \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + ([\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}})^2 \quad (1.2.15)$$

$$\delta = 21,4 - 1,32 \cdot [\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 0,025 \cdot [\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \quad (1.2.16)$$

Максимум прочности наблюдается для $\alpha+\beta$ -сплавов переходного класса с фазовым составом, представленным приблизительно 50% α - и 50% β -фазы, что соответствует закономерностям, установленным В.Н. Моисеевым [42].

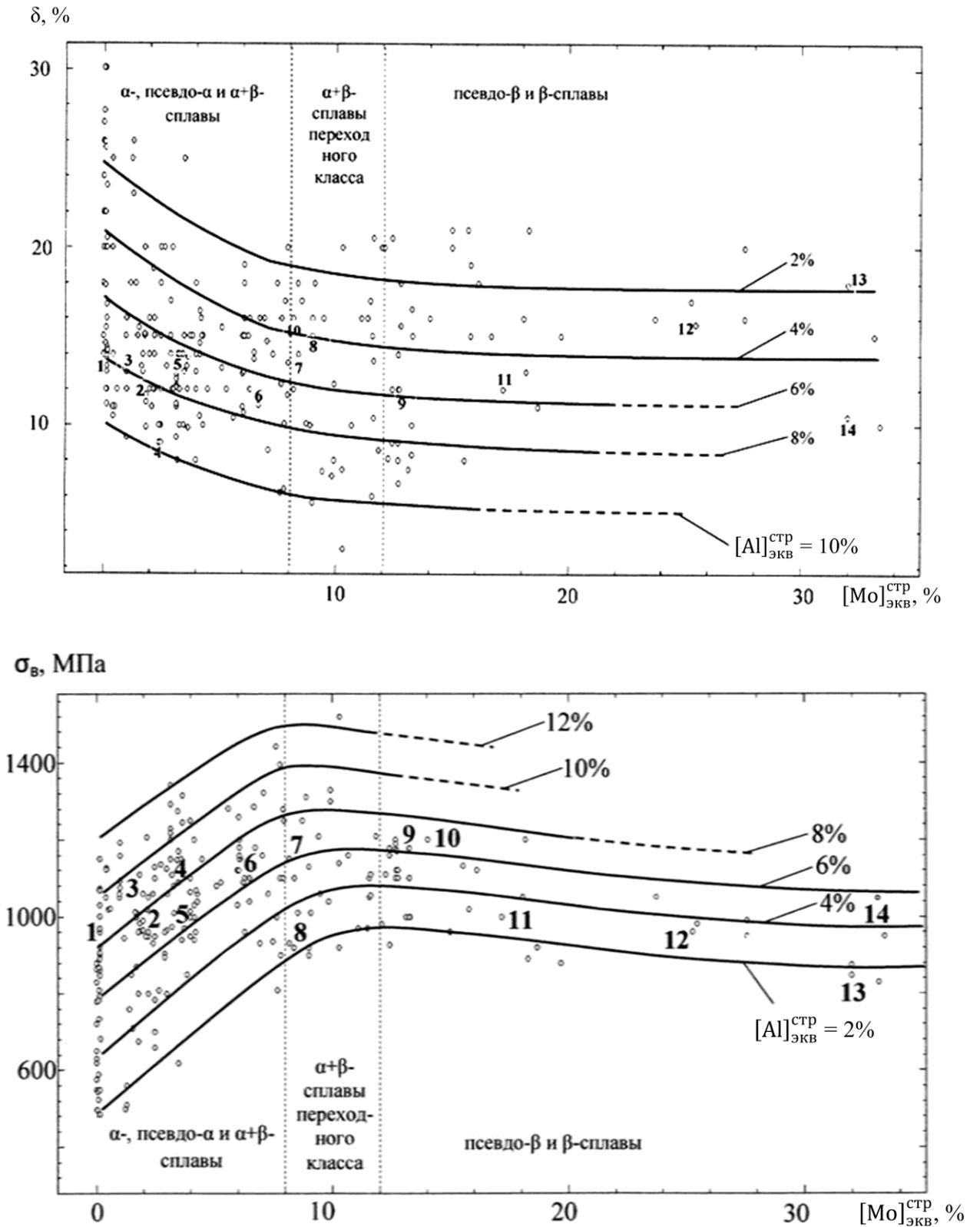


Рис. 1.2.2. Диаграммы в координатах « $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР} - \sigma_B$ » и « $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР} - \delta$ » при разных значениях структурного эквивалента по алюминию $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$; числа соответствуют сплавам: 1 – ВТ5-1; 2 – ВТ20; 3 – ВТ18У; 4 – ВТ41; 5 – ВТ6; 6 – ВТ3-1; 7 – ВТ23; 8 – ВТ16; 9 – ВТ22; 10 – ВТ22И; 11 – ВТ19; 12 – ВТ15; 13 – 4201; 14 – 4206 [52; 140; 142].

1.3. Связь структуры и механических свойств титановых сплавов

Структуры, наблюдаемые в деформированных полуфабрикатах из титановых сплавов, можно отнести к четырем основным типам: глобулярная (равноосная), пластинчатая (игольчатая), корзиночного плетения, смешанная (бимодальная, глобулярно-пластинчатая) (рис. 1.3.1) [2; 70]. Эта классификация условна и не охватывает всего разнообразия структур, встречающихся в титановых сплавах. Для полного описания микроструктуры используют следующие параметры [2; 70]: объемная доля α -фазы (γ_α) и β -фазы (γ_β); размер, степень неравноосности и рекристаллизации исходных β -зерен (D , k , λ), толщина α -оторочки по границам бывших β -зерен (при ее наличии). Кроме этого для глобулярной структуры – размер глобулярных частиц α -фазы (b или a_α), степень глобуляризации α -пластин (C); для пластинчатой структуры – размер α -колоний (d), толщина пластин первичной и вторичной α -фаз (b_1 и b_2 соответственно), максимальный угол разориентации α -пластин в различных α -колониях (φ); для смешанной (бимодальной) структуры – параметры первичной глобулярной α -фазы (b_1) и толщина пластин вторичной α - фазы (b_2).

Пластинчатая структура образуется при полиморфном $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении в отливках, а также в полуфабрикатах, деформированных или отожженных при температурах β -области. Структуры корзиночного плетения образуются при деформации вблизи температуры полиморфного превращения или если деформация начинается при β -температурах, а заканчивается в $\alpha + \beta$ -области. Глобулярная структура образуется после сильной деформации (более 60-70 %) при температурах α - (для α -сплавов) или $\alpha + \beta$ -области (для псевдо- α - и $(\alpha + \beta)$ -сплавов) и последующей рекристаллизации при температурах ниже β -области [65? 69]. Термин «глобулярная» – условный, так как действительная форма α -фазы может быть дискообразной (вытянутой), искривленной или сферообразной. Смешанные структуры возникают в том случае, когда деформация проводится при температурах несколько ниже точки A_{c3} . При температурах $\alpha + \beta$ -области в результате рекристаллизации формируется смесь равноосных зерен α - и β -фаз. При охлаждении с этой температуры первичная α -фаза сохраняет форму равноосных кристаллов, а β -зерна испытывают превращение $\beta \rightarrow \alpha$, в результате чего формируется $\alpha + \beta$ -структура. Образующаяся вторичная α -фаза имеет пластинчатую форму. Отношение количества глобулярной α -фазы к ее общему количеству может изменяться в пределах от 5 до 90%. Оптимальный комплекс свойств обеспечивает 10-30% α -фазы, такую структуру обычно называют бимодальной [70]. Получение бимодальной структуры представляет довольно сложную задачу, которая состоит из набора технологических операций β - и $\alpha + \beta$ -деформации со специальной обработкой близки T_{III} [2, с.460].

Последующая термическая обработка деформированных полуфабрикатов, как правило, сохраняет ту структуру, которая сформировалась при деформации, при этом может наблюдаться укрупнение отдельных элементов структуры [60, 65, 69]. Однако укрупнение структуры происходит довольно медленно. Так, например, в сплаве ВТ3-1 за 10 часов выдержки в процессе отжига при 870-950°C толщина α -пластин увеличивается всего на 1-2 мкм (рис. 1.3.2).

Исследованиям зависимости механических свойств титановых сплавов от их структуры посвящено довольно большое число публикаций. основополагающие закономерности были обобщены во многих монографиях и справочных изданиях: Аношкина Н.Ф., Глазунова С.Г., Горынина И.В., Ильина А.А., Колачева Б.А., Моисеева В.Н., Полькина И.С., Ушкова С.С., Чечулина Б.Б., Хорева А.И., Цвиккера У. и др. [2; 42; 54; 60; 61; 71; 73; 75; 97; 98].

При изменении типа и параметров структуры механические свойства титановых сплавов могут изменяться в очень широких пределах. На рис. 1.3.3 и в табл. 1.3.1 обобщены некоторые литературные данные, характеризующие диапазоны изменения свойств в зависимости от структуры и химического состава титановых сплавов ВТ3-1 и ВТ6. Абсолютное изменение механических свойств полуфабрикатов с постоянным химическим составом может достигать: 200 МПа для предела прочности, 15% для относительного удлинения, 45% для относительного поперечного сужения, 0,2-0,5 МДж/м² для ударной вязкости КСТ и КСУ, 1700 МПа·мм^{1/2} для вязкости разрушения, ~100 МПа для предела выносливости. В монографии [2] на основе обобщения большого количества опубликованных данных приведена общая характеристика механических свойств титановых сплавов с различным типом структуры (табл. 1.3.2).

В табл. 1.3.3 сопоставлены некоторые механические свойства титановых сплавов с разной структурой после отжига [2]. Для глобулярной структуры характерно максимальное сопротивление зарождению трещин, а для пластинчатой – максимальное сопротивление их распространению. Поэтому 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. Наибольшее влияние изменение типа структуры оказывает на пластические свойства [65; 69].

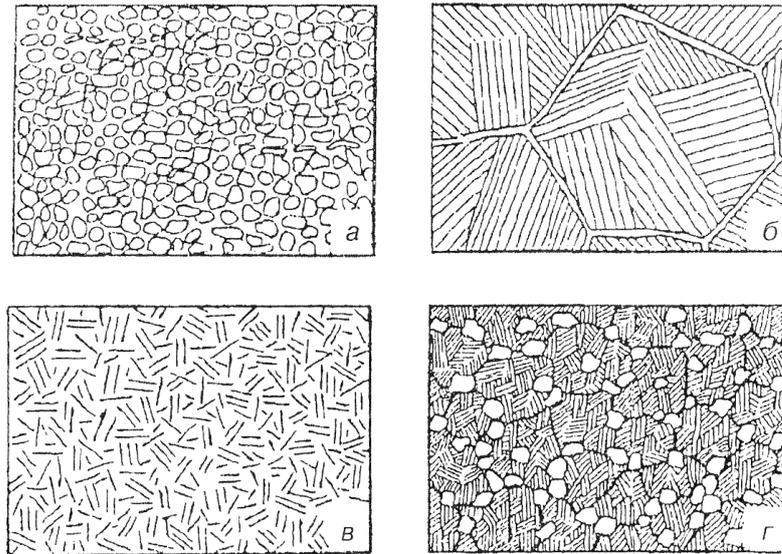


Рисунок 1.3.1 – Типичные микроструктуры титановых сплавов: а – глобулярная, б – пластинчатая, в – корзиночного плетения, г – бимодальная [2].

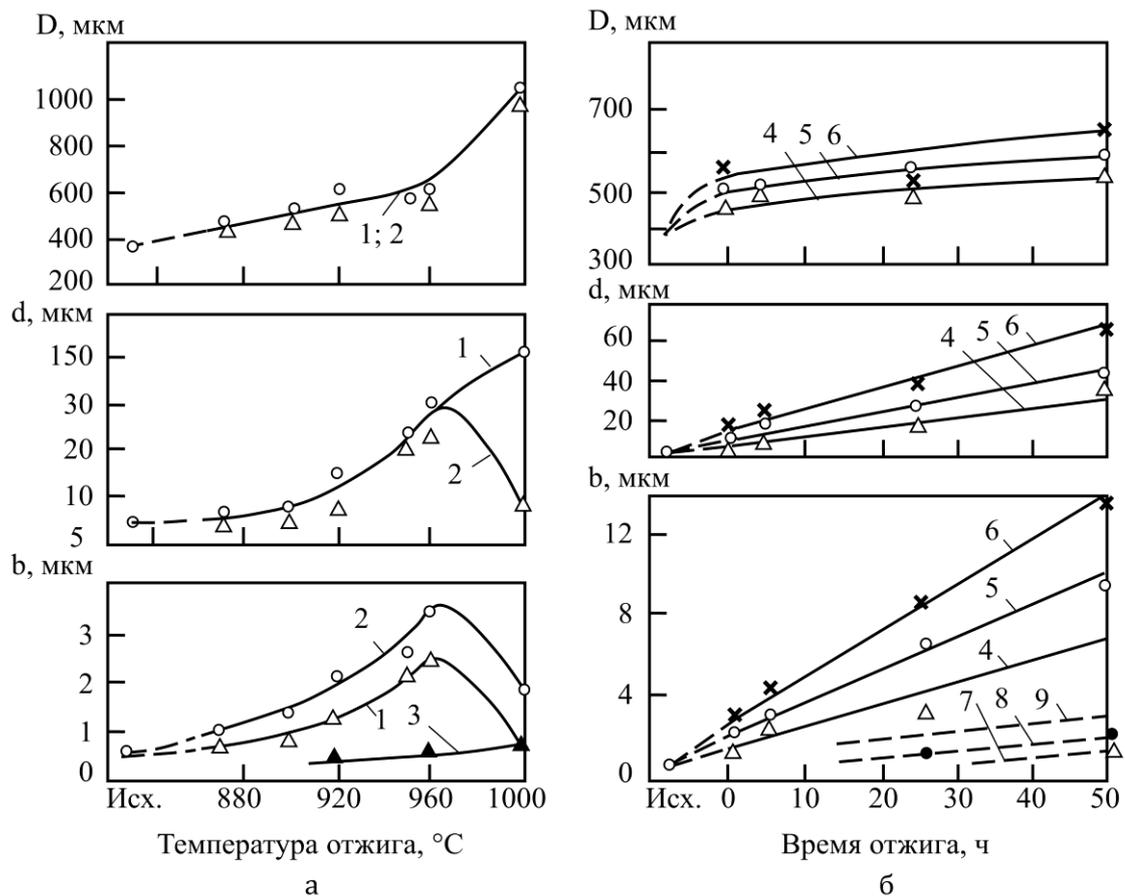


Рисунок 1.3.2. – Влияние температуры (а) и времени выдержки (б) при термообработке на параметры пластинчатой структуры сплава ВТ3-1

(размер β -зерна D , величину α -колоний d , толщину α -пластины b) [60].

1 – охлаждение на воздухе; 2 – охлаждение с печью; 3 – охлаждение на воздухе, вторичная α -фаза; 4, 7 – $t_{отж}=870^\circ\text{C}$; 5, 8 – $t_{отж}=920^\circ\text{C}$; 6, 9 – $t_{отж}=950^\circ\text{C}$

Пределы изменения механических свойств полуфабрикатов из сплавов ВТ6 и ВТ3-1 в зависимости от химического состава и структуры (после отжига)

Вид п/ф	Хим. состав	Структура	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, мДж/м ²	КСТ, мДж/м ²	К _{IS} , МПа·мм ^{1/2}	σ_{-1} , МПа
сплав ВТ3-1 [60, с. 244]									
катаные прутки Ø 25мм	постоянный	различная	1020-1200	8-21	10-56	0,25-0,55	0,07-0,28	1400-3100	570-680
	переменный	мелкозернистая	960-1220	12-22	29-57	0,29-0,64	0,05-0,31	1090-2680	450-620
сплав Ti-6Al-4V [60, с. 247-256]									
-	-	глобулярная, пластинчатая	1000-1040	7-16	-	-	-	1800-3550	-
		различная	1020-1140	-	-	-	-	1260-2190	-
			980-1060	9-12	25-52	-	-	-	410-470
сплав ВТ3-1 [137, с. 116]									
крупногабаритные поковки	переменный	различная	973-1002	-	26-35	0,42-0,5	-	2863-4020	459-510
сплав ВТ6 [41, с.197-198]									
плита 50мм	постоянный: 5,9 % Al, 4,65 % V, 0,12 % Fe, 0,05 % Si, 0,15 % O, 0,03 % N, 0,1 % C, 0,008 % H	различная	820-940	12-29	31-39	-	-	-	-
кованый пруток 25x25мм			855-1030	12-14	24-51	-	-	-	-
катаный пруток Ø 18мм			925-995	10-15	24-59	-	-	-	-
лист 3 мм			713-965	2,5-16	-	-	-	-	-

В образцах сплавов ВТ3-1, ВТ8, ВТ9, ВТ25 с одинаковым химическим составом снижение поперечного сужения в пластинчатой структуре по сравнению с глобулярной может достигать 70-80%, относительного удлинения – 40-50 %. Предел прочности менее чувствителен к структуре, разница значений для образцов с пластинчатым и глобулярным строением не превышает 10-15 %. Однако в некоторых случаях образцы с тонкой пластинчатой структурой показывают более высокое временное сопротивление разрыву по сравнению с глобулярной [69].

Важным условием повышения механических свойств является также регламентация параметров структуры, оказывающих сильное влияние на их уровень (рис 1.3.4) [69]. Повышение кратковременной прочности и предела выносливости при пластинчатой и глобулярной структурах может быть достигнуто путем уменьшения любого параметра структуры и увеличения объемной доли γ_2 тонких пластин вторичной α -фазы. Повышение пластических свойств и вязкости разрушения может быть обеспечено в глобулярной структуре путем увеличения размеров всех ее параметров, уменьшения количества γ_2 тонких пластин ($b_2 < 1,0$ мкм) или увеличения количества γ_2 более толстых пластин ($b_2 > 1,0$ мкм) вторичной α -фазы. В пластинчатых структурах для повышения пластичности и вязкости разрушения необходимо

укрупнять β -зерно (D), а также увеличивать размеры α -колоний и толщину α -пластин до критических значений. В итоге при определенных размерах структурных составляющих свойства сплавов могут быть одинаковы при пластинчатом и глобулярном типах структуры.

Таблица 1.3.2

Общая характеристика механических свойств $\alpha+\beta$ -титановых сплавов с различной микроструктурой [2]

Тип структуры	Повышение свойств	Понижение свойств	Влияние параметров микроструктуры
Глобулярная (равноосная)	Прочность, пластичность, сопротивление зарождению усталостной трещины, предел выносливости, сопротивление малоциклового усталости	Вязкость разрушения, сопротивление росту усталостных трещин, ударная вязкость	С увеличением размеров зерна возрастают δ , ψ , КСЧ, КСТ; 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} , снижаются δ , ψ , КСЧ, КСТ; 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 КСТ; снижаются σ_B , δ , ψ , КСЧ, σ_{-1} . С увеличением размеров α -колоний до определенных пределов ($d \approx 25-40$ мкм) возрастают δ , ψ , КСТ, КСЧ; снижаются σ_B , σ_{-1} . С увеличением толщины α -пластин (b_1 , b_2) до определенного значения ($b \approx 2,5-3,5$ мкм) возрастают δ , ψ , КСЧ, КСТ; снижаются σ_B , σ_{-1} . С увеличением объемной доли вторичной α -фазы (γ_2) возрастают σ_B , σ_{-1} ; уменьшаются δ , ψ , КСЧ, КСТ.
Корзиночного плетения	Прочность, длительная прочность, предел ползучести	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.		Оптимальное сочетание различных механических свойств достигается при определенных параметрах структуры

Для $\alpha+\beta$ -сплавов с пластинчатой структурой характеристики пластичности возрастают с увеличением размера α -колоний и толщины α -пластин в интервале малых значений, а затем снижаются. Так что существуют некоторые критические значения ($d=25-40$ и $b=2,5-3,5$ мкм соответственно), при которых пластические свойства максимальны. Увеличение параметров микроструктуры по-разному влияет на вязкость разрушения и усталостные характеристики. Наиболее хорошее сочетание механических свойств достигается при смешанной структуре, представленной первичными α -зернами и пластинчатой матрицей [2].

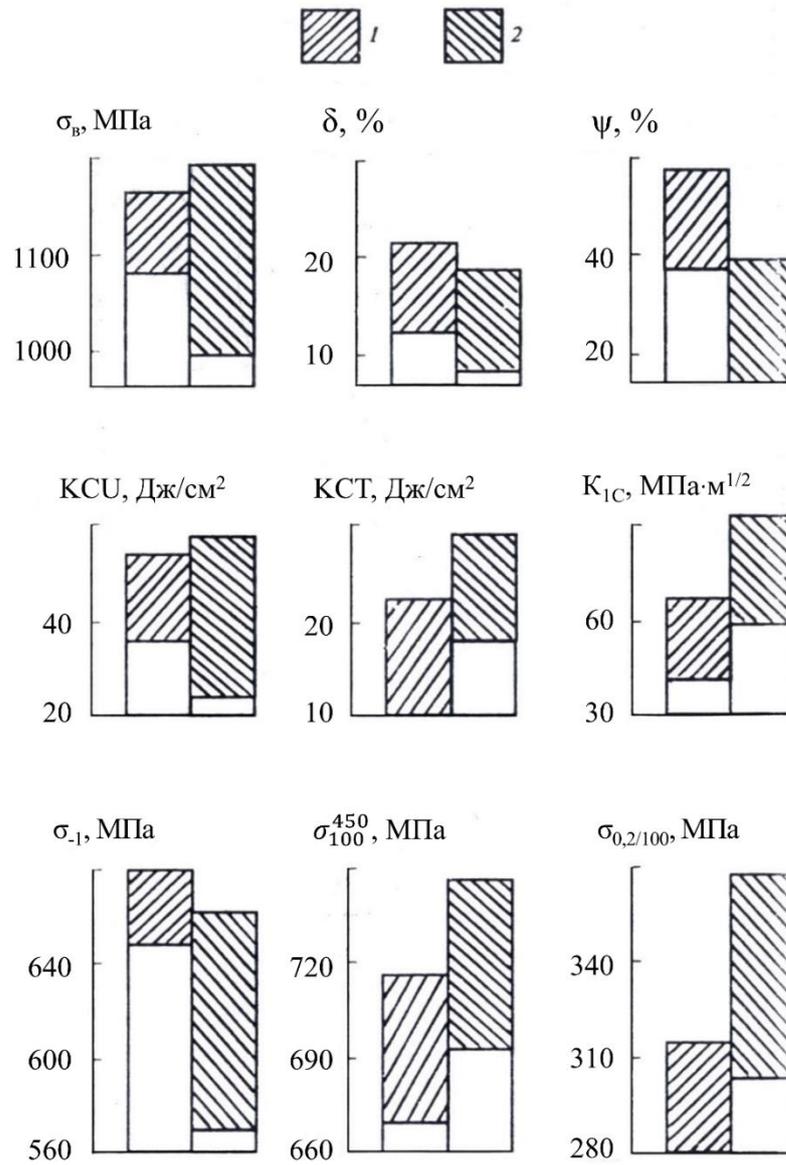
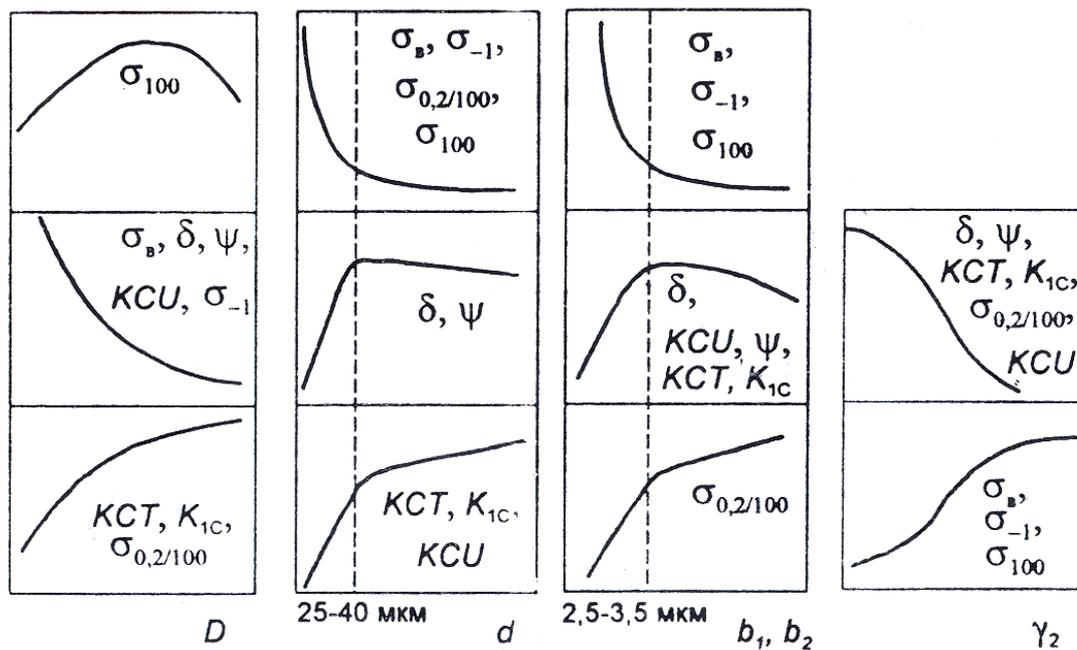


Рисунок 1.3.3 – Диапазоны изменения механических свойств полуфабрикатов из сплава ВТЗ-1 с глобулярной (1) и пластинчатой (2) структурой, изготовленных из одного слитка [69]

a)



б)

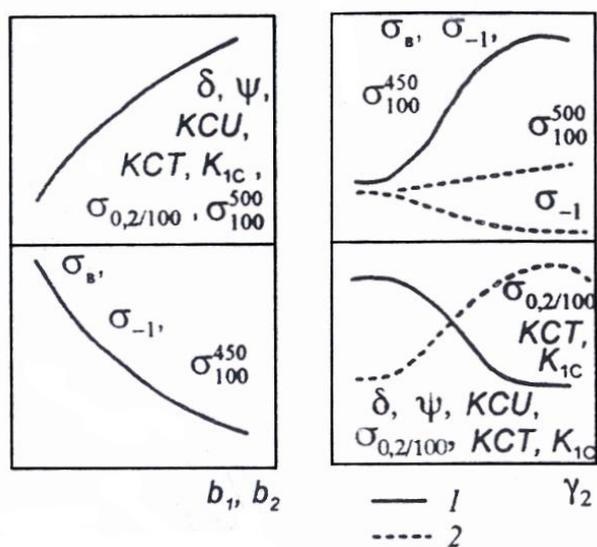


Рисунок 1.3.4 – Схема влияния параметров пластинчатой (а) и глобулярной (б) структуры на механические свойства $\alpha+\beta$ -сплавов; 1 – $b_2 < 1,0$ мкм, 2 – $b_2 \geq 1,0$ мкм [69]

Влияние типа структуры на механические свойства отожженных $\alpha+\beta$ - сплавов

Сплав	п/ф	структура*	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, мДж/м ²	К _{1с} , МПа·мм ^{1/2}	σ_{-1} ,** МПа	Источник
ВТЗ-1	прутки Ø15-20мм	Г	1050	-	46,7	-	-	-	[99]
		П	1010	-	18,4	-	-	-	
	кованые прутки Ø14-35 мм	Г	1180	16	47	0,39	-	530	[145] с.245
		К	1140	17	47	0,45	-	500	
		П	1070	13	20	0,53	-	450	
	диски	Г	1000-1030	12-15	35-43	0,73-0,86	-	460	[145] с.257
		П	1020-1040	9-14	31-32	0,55-0,71	-	420	
	крупногабаритные поковки	Г	995-1002		34,2-34,5	0,42-0,43	3040-3360	500-510	[137] с.116
		П	996-1000		30,9-31,9	0,45-0,5	3590-3790	495-506	
		С	999		31,7	0,43	4020	483	
	-	Г	1180	14	49	0,54	-	-	[138] с.27
		П	1057	15	49	0,55	-	-	
	прутки Ø=40мм	Г	1050	18	48	0,4	2783	-	[93]
		П	1020	14	30	0,55	2972	-	
		С	1050	18	48	0,55	3162	-	
штампованные поковки	Г	1095	14,7	50,4	0,47	-	-	[100]	
	П	1041	11,8	30,4	0,52	-	-		
	П	-	-	-	-	-	450		
Ti-6Al-4V	-	Г	1040	16	-	-	1800	-	[60, с.247]
		П	1000	7	-	-	3550	-	
	кованые прутки	Г	1040	12	40	-	1380	-	[60, с.248]
		П	1040	10	27	-	2820	-	
	-	Г	1020-1060	11-12	35-52	-	-	470	[60, с.256]
		П	980-1020	9-10	25-39	-	-	410-460	
ВТ6	прутки Ø20 мм	Г	1000	14	43	-	-	-	[60, с.303]
		П	970	11	24	-	-	-	
	крупногабаритные плиты	П	890	7,5	22	-	3700	-	[137] с.131
		С	910	8	25	-	3250	-	
		Г	970	9	13	-	2600	-	
	крупногабаритные поковки	П	940	8,6	11	-	3300	-	[147]
		Г	896	13,8	34	0,8	3230	-	
	плиты	П	885	12,4	26,7	0,7	3690	-	[147]
		К	1000	14	42	0,38	-	-	
	кованые прутки	П	930	8	26	0,42	-	-	[110] с. 155
(грубая, перегретая)									

Примечание: * Г – глобулярная (равноосная); К – корзинчатая; П – пластинчатая; С – смешанная; ** - изгиб с вращением, гладкие образцы, N=10⁷ циклов, R=-1.

В табл. 1.3.4 приведено влияние параметров микроструктуры на механические свойства крупногабаритных поволоков из сплава ВТЗ-1 [137, с.118-119, с. 134]. Наиболее высокие прочностные и пластические свойства при испытаниях на разрыв характерны для сплава ВТЗ-1 с мелкозернистой равноосной структурой, а также с вытянутыми α -зернами. Сопротивление усталости образцов с тонкой пластинчатой структурой (b = 2 мкм, d = 15-20 мкм) не хуже, чем у образцов с равноосной мелкозернистой структурой с размером α -фазы 3-5 мкм и заметно выше

предела выносливости образцов с крупным равноосным α -зерном. Вместе с тем долговечность образцов с пластинчатой структурой более чувствительна к ее параметрам по сравнению с образцами, имеющими глобулярную структуру. Наиболее высокие значения вязкости разрушения наблюдаются для сплавов с пластинчатой структурой. Укрупнение α -зерна в равноосной структуре и увеличение размеров вытянутых зерен α -фазы вызывает существенное повышение вязкости разрушения сплава ВТ3-1 (табл. 1.3.4).

Таблица 1.3.4

Влияние типа и параметров микроструктуры на механические свойства поковок сплава ВТ3-1 [137, с.118-119, с. 134]

Тип структуры	Параметры структуры*			σ_b , МПа	ψ , %	σ_{-1} ,** МПа	K_{IS} , МПа·мм ^{1/2} (МПа·м ^{1/2})
	D, мкм	d, мкм	b, мкм				
I Мелкозернистая равноосная (глобулярная)	3	-	-	1025	34,5	522	2530 (80,0)
	10-15	-	-	997	35,5	490	3042 (96,3)
	25	-	-	985	32,8	488	3792 (120)
II Мелкозернистая с вытянутыми зернами α -фазы	15 x 3	-	-	1011	35,0	508	2713 (85,9)
	50 x 10	-	-	980	33,4	500	3375 (106,8)
III Пластинчатая с без видимых границ β -фазы	-	15-20	2	996	31,9	509	3800 (120,3)
	-	40-50	3	986	31,2	491	-
	-	40-50	5-8	982	28,7	460	-

Примечание: *D – размер α -зерна для структуры I, длина и ширина вытянутых α -зерен для структуры II, **изгиб с вращением, N=107 циклов, R = -1.

В табл. 1.3.5 приведены параметры пластинчатой и глобулярной структуры, при которых достигается оптимальное сочетание различных свойств [69, с. 71; 41, с. 199].

Таблица 1.3.5

Значения параметров пластинчатой и глобулярной структуры, обеспечивающие требуемый уровень комплекса механических свойств $\alpha+\beta$ -титановых сплавов [69, с. 71; 41, с. 199].

Сплав	Параметры структуры							
	пластинчатая				глобулярная			
	D, мкм	d, мкм	b ₁ , мкм	b ₂ , мкм	γ_2 , %	b ₁ , мкм	b ₂ , мкм	γ_2 , %
ВТ3-1, ВТ9, ВТ25У	50-200	25-40	2,5-3,5	1,0-1,2	≥ 60	5-6	1,0-1,2	10-30
ВТ6ч	≤ 400	25	15	-	-	-	-	-
ВТ6	-	104	4	-	-	-	-	-

Для сплавов ВТ5-1, ОТ4, ВТ9, ВТ3-1 с пластинчатой структурой М.Я. Брун и соавторы [69, с. 71-72] получили зависимости следующего вида:

$$y = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 + \dots, \quad (1.3.1)$$

где x_1, x_2, x_3, \dots – параметры структуры; $a_0, a_1, a_2, a_3, \dots$ – коэффициенты регрессии. Коэффициенты регрессии для сплавов ВТ6 и ВТ3-1 с глобулярной и пластинчатой структурами приведены в

табл. 1.3.6. В табл. 1.3.7 обобщены некоторые математические модели для оценки механических свойств титановых сплавов по данным разных авторов [56; 60; 65; 94; 96; 101].

Таблица 1.3.6

Коэффициенты регрессии для сплавов ВТ3-1 и ВТ6 [69, с. 71-72; 147].

Параметры структуры X_i	Пределы изменения параметров	Коэффициенты регрессии a_i для механических свойств Y :						
		σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	КСТ, Дж/см ²	K_{1C} , МПа·м ^{1/2}	σ_{-1} , МПа
сплав ВТ3-1, пластинчатая структура, химический состав переменный								
D, мкм	50-700	-0,05	-0,013	-0,045	-0,03	0,03	0,03	0,1
d, мкм	<25	-10	0,5	1,2	0,5	0,5	1,6	-3,0
	25-180	-0,5	-0,02	-0,1	0,1	0,1	0,3	0,01
b ₁ , мкм	<2	-150	6	12	10	10	-	-70
	2-8	-3	-0,6	-3,5	-	-3	13	-10
γ_2 , %	0-60 при b ₁ =0,2-1,0	2,5	-0,2	-0,3	-0,5	-2	-0,8	2,0
сплав ВТ3-1, глобулярная структура, химический состав переменный								
b ₁ , мкм	3-10	-25	0,5	1,5	3	1	6	-40
b ₂ , мкм	0,2-1,7	-200	6	7,5	40	15	80	-100
γ_2 , %	0-45 при b ₂ <1мкм	3	-0,1	-0,06	-0,3	-0,1	-0,3	4
	0-50 при b ₂ ≥1мкм	-0,5	0	0	0,7	0,4	-	-
сплав ВТ6, пластинчатая структура, химический состав постоянный: 5,7% Al - 4,76% V - 0,09% Fe - 0,07% Si - 0,08% O - 0,02% N - 0,02% C - 0,004% H								
d, мкм	83-154	-0,4	-0,04	-0,05	-	-	-	-
b ₁ , мкм	3,5-6,1	-4,0	-1,3	-2,3	-	-	-	-

Представленные выше данные показывают, что влияние структуры на механические свойства неоднозначно и иногда по данным разных авторов носит противоречивый характер. Это может быть связано с тем, что не была учтена роль химического состава, в том числе содержания примесей, и режимов термической обработки. В частности, упрочняющая термическая обработка $\alpha+\beta$ -сплавов усиливает влияние структуры на их пластические свойства и ударную вязкость по сравнению с отожженным состоянием [60; 65; 69; 101]. В монографиях [60; 69] показано, что различия в свойствах образцов с разной структурой тем больше, чем выше количество β -стабилизаторов и, соответственно, β -фазы в сплаве. Механические свойства $\alpha+\beta$ -сплавов в большей степени зависят от структуры, чем однофазных α -сплавов, причем при совместном легировании этих сплавов алюминием и β -стабилизаторами, эта зависимость еще больше усиливается. При увеличении содержания таких примесей, как кислород и азот также повышается чувствительность сплавов к структуре.

Таблица 1.3.7

Модели для прогнозирования механических свойств титановых сплавов от фазового состава и параметров структуры

№ модели	Титановый сплав	Модель*	Ед. изм.	Режим ТО	Примечание	Источник
1	$\alpha+\beta$ -сплавы системы Ti-Al-V-Sn-Zr-Mo-Cr-Fe	$\sigma_b = 207,72 - 318,29 \cdot V_\alpha + 119,43 \cdot V_\alpha \cdot d \cdot D \cdot E^\alpha + 178 \cdot (1 - V_\alpha) \cdot (e/a^\beta - 4) - 19 \cdot (1 - V_\alpha) \cdot T_{ag} / 100$	МПа	закалка + старение	испытания при 300 °С, V_α – объемная доля первичной α -фазы, $d \cdot D \cdot E^\alpha$ – степень растворного упрочнения первичной α -фазы, e/a^β – электронно-атомное отношение для первичной β -фазы, T_{ag} – температура старения.	[52; 94]
2		$\delta = -19,86 - 9,28 \cdot V_\alpha + 13,08 \cdot d \cdot D \cdot E^\alpha + 2,95 \cdot T_{ag} / 100$	%			
3	сплавы с глобулярной структурой	$\sigma_T = \sigma_0 + K \cdot D^{-1/2}$	МПа	-	уравнение Петча-Холла-Стро, σ_0 – напряжение, не зависящее от размера зерна, K – константа, связанная с трудностью перехода скольжения от зерна к зерну, D – величина зерна	[56, с. 20]
4	технический титан	$\sigma_T = 231 + 10,54 \cdot D^{-1/2}$	МПа	-	то же	[52; 95, с. 337]
5	BT3-1	$\sigma_{-1} = \sigma_0 + K \cdot l^{-1/2}$	МПа	-	аналогично модели 3; l – размер α -зерна для равноосной структуры или размер α -колоний для пластинчатой структуры	[52; 2, с. 469]
6	BT20Л	$\sigma_{-1} = 748 \cdot \exp(-0,107 \cdot KVM)$	МПа	-	KVM – размер минимальных ямок микропластической деформации в вязких участках изломов при испытаниях на ударную вязкость	[52; 96]
7	BT23Л	$\sigma_{-1} = 825 - 47,51 \cdot KVM$	МПа			
8	Ti-5,25Al-5,5V-0,9Fe-0,5Cu	$K_Q = 43 + 0,4 \cdot D^{-1}$	ksi·in ^{1/2}	термически упрочненное состояние	термически упрочненное состояние, K_Q – вязкость разрушения, D – размер зерен β -фазы, l – ширина оторочки в пластинчатой структуре	[60, с. 263]
9		$K_Q = 2,67 \cdot 10^5 \cdot (1 - 1,02 \cdot 10^{-4})$	ksi·in ^{1/2}			
10	Ti-4Al-4Mo-3Sn-0,5Si	$K_{IC} = 58,6 + 24,1 \cdot \lambda^{-1/2} - 3,9 \cdot a$	гбар·см ^{1/2}	-	глобулярная структура, λ – среднее расстояние между α -частицами (мкм), a – отношение продольных и поперечных размеров α -частиц	[60, с. 264]
11	BT22	$\sigma_b = 727 + 7,2 \cdot \alpha$	МПа	закалка + старение	закалка + старение, α – количество α -фазы	[101]
12		$\sigma_{0,2} = 706 + 7,1 \cdot \alpha$	МПа			

13	BT3-1 при $d < 30$ мкм, $b < 3$ мкм	$\sigma_B = 1560 - 0,05 \cdot D - 10 \cdot d - 150 \cdot b$	МПа	различные режимы ТО + стандартная термическая обработка, пластинчатая структура	D – диаметр β -зерна; d – размер α -колоний; b – толщина α -пластин	[65, с. 88; 60, с.266]
14		$\delta = 6 - 0,013 \cdot D + 0,5 \cdot d + 6,0 \cdot b$	%			
15		$\psi = 3 - 0,045 \cdot D + 1,2 \cdot d + 12,5 \cdot b$	%			
16	BT3-1 при $d > 30$ мкм, $b > 3$ мкм	$\sigma_B = 1040 - 0,02 \cdot D - 0,05 \cdot d - 3,0 \cdot b$	МПа			
17		$\delta = 18 - 0,005 \cdot D - 0,014 \cdot d - 0,6 \cdot b$	%			
18		$\psi = 55 - 0,016 \cdot D - 0,1 \cdot d - 3,5 \cdot b$	%			
19	BT9 при $b < 3$ мкм	$\sigma_B = 1380 - 0,04 \cdot D - 1,1 \cdot d - 100 \cdot b$	МПа	различные режимы ТО + стандартная термическая обработка, пластинчатая структура	D – диаметр β -зерна; d – размер α -колоний; b – толщина α -пластин	[60, с.266]
20		$\delta = 7 - 0,015 \cdot D + 0,5 \cdot d + 6,0 \cdot b$	%			
21		$\psi = 14 - 0,03 \cdot D + 1,0 \cdot d + 14,0 \cdot b$	%			
22	BT9 при $b > 3$ мкм	$\sigma_B = 1180 - 0,03 \cdot D - 0,15 \cdot d - 4,0 \cdot b$	МПа			
23		$\delta = 18 - 0,007 \cdot D - 0,02 \cdot d - 0,8 \cdot b$	%			
24		$\psi = 48 - 0,020 \cdot D - 0,17 \cdot d - 3,4 \cdot b$	%			
25	BT9	$\tau = 88,7 + D - 3,5v - 67,2b$	ч	-	τ – время до разрушения при 500°C и $\sigma = 650$ МПа v – скорость охлаждения, град/с	[60, с. 268]
26	BT6	$\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_B} = 0,46 - 0,47$	-	после деформации или термической обработки	-	[102]

1.4. Характеристика сплава ВТ6

Долгие годы сплав ВТ3-1 был самым распространённым в СССР и РФ. Однако в последние 10-15 лет происходит его замена на сплавы системы Ti-6Al-4V, которые относятся к числу наиболее распространенных в мире сплавов на основе титана [1-3]. На их долю приходится более 50% всего выпуска титановых полуфабрикатов, при этом около 80% от применяемых в авиационной технике. В нашей стране разработано несколько разновидностей этих сплавов, которые отличаются друг от друга содержанием алюминия, ванадия и примесей: ВТ6, ВТ6С, ВТ6ч, ВТ6к, ВТ6кт (табл. 1.4.1). В США сплавы Ti-6Al-4V общего назначения, поставляемые по стандартам Американского общества испытаний материалов (ASTM), маркируют как Grade 5 и Grade 23. Сплавы авиационного назначения, поставляемые по спецификации авиационных материалов AMS, обозначают Ti64 [2-3]. С момента их создания неоднократно проводилась корректировка химического состава сплавов Ti-6Al-4V. В частности, в 1980-х годах для сплава ВТ6 был сдвинут диапазон значений алюминия и ванадия в сторону меньших значений (табл. 1.4.1).

Таблица 1.4.1

Химический состав различных модификаций сплава Ti-6Al-4V для производства деформированных полуфабрикатов

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	[41]
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 в это время было регламентировано содержание кислорода, которое в нормативной документации иногда называют целевым. Так,

для сплава ВТ6 допускается повышенное (целевое) содержание кислорода в пределах 0,1-0,18 % м. по ТИ-57-4-94 (ВСМПО), для ВТ6ч – 0,07-0,2% м. по ОСТ 1-90013-81, для сплава Ti64 – 0,13-0,19 % м. по AMS 4996, для сплава Grade5 не более 0,2% по ASTM B348-03. В итоге максимально допустимое содержание кислорода в разных марках сплава Ti-6Al-4V может колебаться от 0,12 до 0,2% м. В табл. 1.4.2 приведены максимально и минимально возможные значения структурных эквивалентов по алюминию и молибдену и коэффициента β -стабилизации сплавов типа Ti-6Al-4V по отечественным и зарубежным данным. Сплавы типа Ti-6Al-4V относятся к термически упрочняемым α + β -сплавам мартенситного класса. По данным работ [2; 41; 60; 186] $T_{\text{п}}$ варьируется в зависимости от содержания легирующих элементов и примесей в диапазоне 950-1010°C для сплава ВТ6, 930-990°C для ВТ6С и 940-990°C для сплава ВТ6ч. В отожженном состоянии сплав содержит приблизительно 10-15% β -фазы [54, стр. 262].

Таблица 1.4.2

Структурные эквиваленты по алюминию и молибдену
и коэффициент β -стабилизации для сплавов системы Ti-6Al-4V

Сплав	Параметр	Диапазон значений, %	
		По отечественным данным	По зарубежным данным
Ti-6Al-4V	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$	5,5 – 7,0	5,3 – 7,0
	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$	2,5 – 5,3	2,3 – 5,2
	k_{β}	0,2 - 0,5	0,2 - 0,5

В настоящее время в РФ производят большую номенклатуру деформированных полуфабрикатов из различных модификаций сплава Ti-6Al-4V, выпускаемых как по отечественным, так и зарубежным стандартам (прутки, трубы, профили, поковки, штамповки, плиты, листы).

В табл. 1.4.3 приведены режимы термической обработки отечественных сплавов [2; 3]. Наиболее часто сплав Ti-6Al-4V используется в отожженном состоянии, поскольку отжиг приводит к хорошему сочетанию прочностных, пластических и усталостных свойств, а также вязкости разрушения. После неполного отжига сплав имеет невысокую прочность и хорошую пластичность, частично снимаются напряжения. Полный отжиг проводят при более высоких (700-850 °C) температурах. Этот вид отжига применяется для сплавов Ti-6Al-4V чаще всего. В сплаве сохраняются невысокая прочность и хорошая пластичность. На рис. 1.4.1 приведена схема, иллюстрирующая влияние температуры отжига на прочностные свойства сплава, которые сопоставлены с их значениями после стандартного заводского отжига (730 °C, 2 ч.) [2, с. 153, 186]. В табл. 1.4.4 и 1.4.5 приведены механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V после отжига.

Режимы термической обработки для сплава Ti-6Al-4V [2, 186]

Термическая обработка	Режим
Неполный отжиг сплавов VT6, VT6с, VT6ч	600-650 °С, 0,5-4,0 ч, охлаждение на воздухе
Простой (полный) отжиг VT6, VT6с, VT6ч	700-850 °С, , 0,5-4,0 ч, охлаждение на воздухе
Изотермический отжиг VT6, VT6с	850 °С, 30 мин, охлаждение в печи до 750 °С, 30 мин, охлаждение на воздухе+ 800 °С, 0,5 ч, охлаждение в печи до 500°С, далее на воздухе
Закалка + старение сплава VT6	900-950 °С, 5-60 мин, закалка в воде (масле) + 450-550°С, 2-4 ч, охлаждение на воздухе
Закалка + старение сплава VT6с	880-930 °С, 5-60 мин, закалка в воде (масле) + 450-550°С, 2-4 ч, охлаждение на воздухе

Таблица 1.4.4

Гарантированные свойства сплавов типа Ti-6Al-4V в отожженном состоянии [41, с. 195]

Сплав	Вид п/ф	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²	σ_{-1} (N = 10 ⁷)
VT6	пруток	930-1080	≥ 834	≥ 10	≥ 20	30	≥ 520
VT6С		830-980	≥ 735	≥ 10	≥ 25	40	≥ 520
VT6Ч	плита	850-1070	-	≥ 6	≥ 18	35	≥ 550
Ti-6Al-4V		1000	940	14	≥ 30	-	-
		900-1160	830-870	≥ 8	≥ 20	-	≥ 500
Ti-6Al-4V ELI		900	830	10	35	-	-
		≥ 880	≥ 810	≥ 10	-	-	≥ 420

Таблица 1.4.5

Влияние температуры отжига на механические свойства сплава Ti-6Al-4V

Температура отжига, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	K_{Ic} , МПа·мм ^{1/2}
Кованые прутки, охлаждение на воздухе [41, с.220]				
750	1020	950	13,5	2130
850	1010	920	14,0	1860
950	1020	935	13,5	2300
1050	1050	940	10,5	2460
плиты толщиной 50 мм, время отжига 2 ч., охлаждение на воздухе [190]				
750	945	890	10,9	2620
900	928	882	12,4	4180
940	917	874	9,3	3980
изменение на 100 °С	15	13	-1,1	-
плиты толщиной 18 мм, время отжига 2 ч., охлаждение на воздухе [190]				
750	926	889	11,8	2420
900	886	850	11,6	3280
940	881	835	8,0	3130
изменение на 100 °С	24	28	-2,0	-

Прочностные свойства сплавов типа Ti-6Al-4V можно несколько повысить упрочняющей термической обработкой, состоящей из закалки и старения. После закалки из $\alpha+\beta$ -области при температуре ~ 320 °C начинается мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha''$, а из β -области $-\beta \rightarrow \alpha'$. Это обусловлено тем, что β -фаза после закалки из β -области менее легирована ванадием, чем после закалки из $\alpha+\beta$ -области. Поэтому в зависимости от температуры нагрева и конкретного состава сплава фазовый состав закаленного сплава может быть представлен следующими фазами: $\alpha + \beta_M$; $\alpha + \beta_M + \alpha'(\alpha'')$; $\alpha + \alpha'(\alpha'')$; α' . После закалки с критической температуры (~ 850 - 875 °C) фиксируется максимальное количество метастабильной β_M -фазы, 20-30% (рис. 1.4.2) [41; 146]. Наибольшее термическое упрочнение при старении наблюдается после закалки с температур на 30-40 °C ниже T_{III} . Перегрев выше точки T_{III} недопустим, т.к. он приводит к формированию грубой структуры с пониженными прочностными и пластическими характеристиками. В промышленных условиях температуру нагрева под закалку выбирают в диапазоне от 880 до 950 °C (ниже T_{III}), когда структура сплава после закалки представлена α -, β_M и $\alpha'(\alpha'')$ -фазами [2; 3; 41; 54; 146]. На рис. 1.4.3 приведена зависимость механических свойств от температуры отжига и закалки по данным работ [41; 42]. С повышением температуры нагрева предел прочности увеличивается незначительно, минимум пластических характеристик обнаружен при закалке с температур, близких к критической, когда в структуре фиксируется максимальное количество метастабильной β -фазы [41; 54; 146]. Упрочнение при старении обусловлено, в основном распадом метастабильной β -фазы. В промышленных условиях старение проводят при температурах 450-550 °C в течение 2 – 4 часов [2; 74; 186]. Упрочняющая термическая обработка обеспечивает повышенные значения прочности, однако приводит к заметному снижению пластичности, уменьшает предел выносливости, вязкость разрушения и увеличивает скорость роста трещин. Для повышения этих характеристик иногда применяют перестаривание при повышенных температурах (675-730 °C) [186].

В работах [42; 143; 146] исследовано влияние режимов закалки и старения на свойства сплава Ti-6Al-4V. Максимальная твердость достигается при закалке с 800-850 °C и старении при 500 °C в течение 30 минут [143]. Увеличение времени старения приводит к снижению твердости сплава. При повышении $t_{зак}$ до 950 °C роста твердости после старения вообще не происходит (табл.1.4.6), т.к. при закалке формируется структура, в основном, представленная α' -мартенситом. Это можно объяснить пониженным эффектом упрочнения при дисперсионном распаде α' -фазы, которая из-за незначительного пересыщения ванадием по своему составу очень близка к α -фазе.

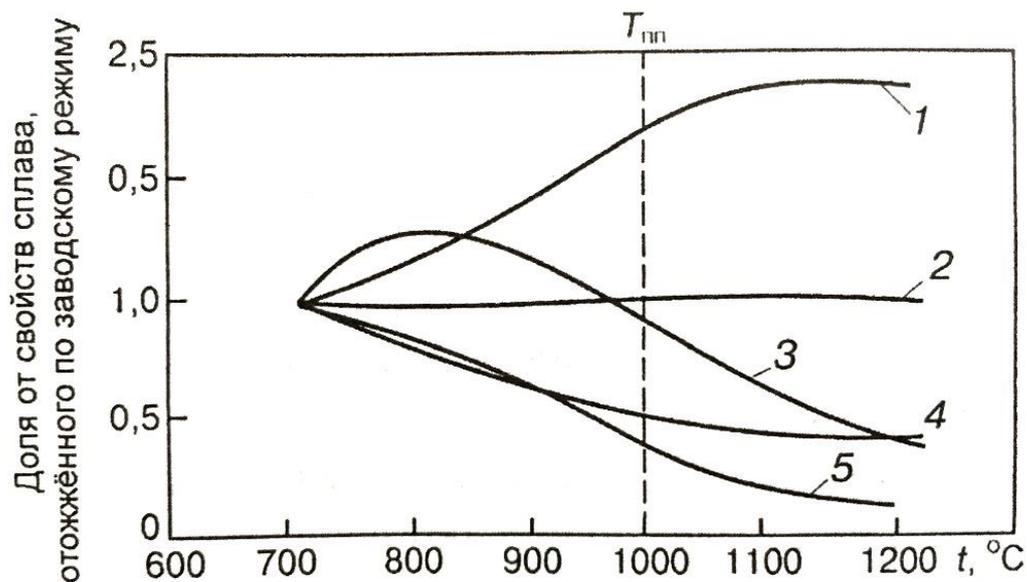


Рисунок 1.4.1 – Влияние температуры отжига на механические свойства сплава Ti-6Al-4V: 1 – вязкость разрушения; 2 – временное сопротивление разрыву; 3 – поперечное сужение; 4 – предел выносливости; 5 – скорость роста усталостной трещины (стандартный заводской отжиг при 730 °С, 2 ч.) [2, с. 153]

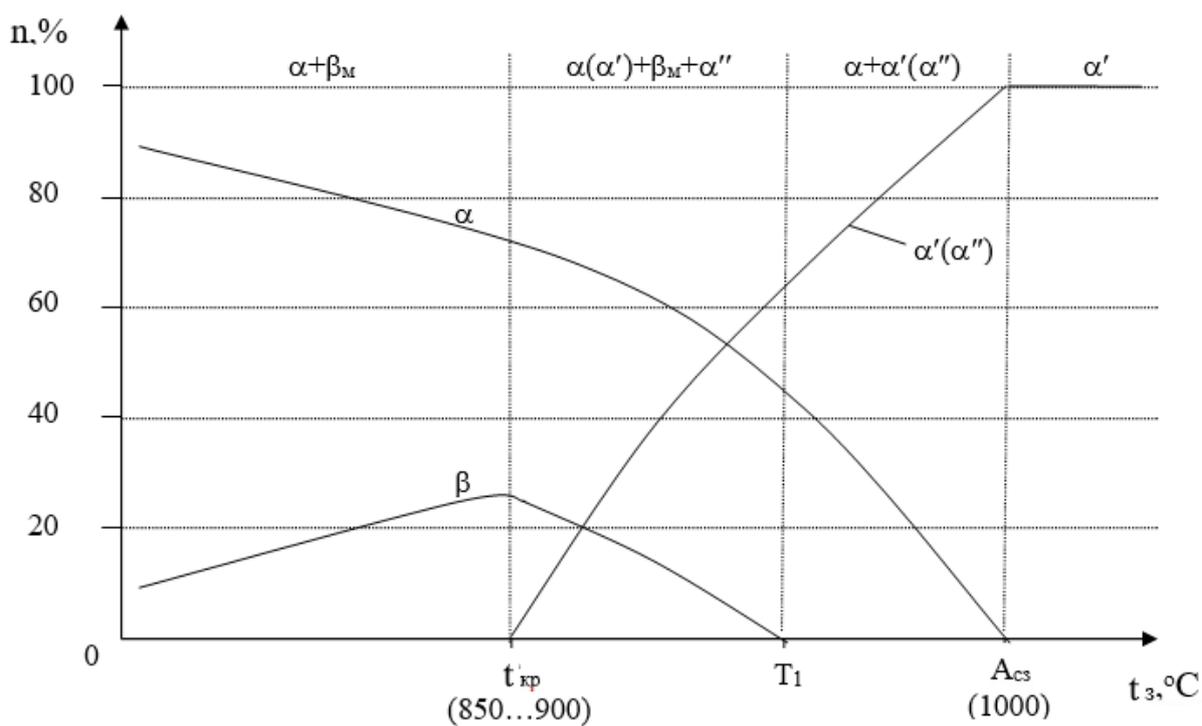


Рисунок 1.4.2. – Влияние температуры нагрева под закалку на количество фаз сплава VT6 [146]

Таблица 1.4.6

Влияние температуры нагрева под закалку на механические свойства сплава Ti-6Al-4V после старения при температуре 500°C в течение 30 мин. [143]

Температура нагрева под закалку, °С	HV, МПа		ΔHV, МПа	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %
	После закалки	После старения					
состояние поставки	-			924	851	17,5	33
850	2900	3300	400	1046	957	16	28
900	3450	3700	250	1091	999	15,5	24
950	3850	3800	-50	1181	1109	12,5	34

На рис. 1.4.4 приведены зависимости механических свойств от режимов закалки и старения по данным работы [148]. Наибольшее упрочнение достигается при закалке с температур около 950 °С и старении при невысоких температурах (400-450 °С). По сравнению с пределом прочности в исходном состоянии (после отжига) предел прочности может быть повышен на 15-25%.

Примеси заметно повышают прочностные свойства сплавов и снижают вязкость разрушения, ударную вязкость образцов с надрезом (КСУ) и усталостной трещиной (КСТ) (табл. 1.4.7, 1.4.8; рис. 1.4.5, 1.4.6).

Таблица 1.4.7

Влияние примесей, %, на механические свойства плиты толщиной 30 мм сплава ВТ6С [41]

Si	C	O	Направление	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %	K _{IC} , МПа·мм ^{1/2}
0,03	0,02	0,09	продольное	853	819	14,8	46,1	2700, 3200
0,19	0,02	0,09		933	918	10,8	42,8	3120, 3080
0,03	0,13	0,09		970	961	10,8	35	3110, 2990, 3200
0,03	0,02	0,15		947	900	10,0	31	3000
0,03	0,02	0,15	поперечное	940	915	11,0	28	2660, 2850
0,03	0,02	0,24	продольное	1008	983	10,6	34,4	1350, 1590

Таблица 1.4.8

Влияние содержания кислорода на механические свойства сплава Ti-6Al-4V [135, с.527]

Режим ТО	Содержание кислорода, % (м.)	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %
β-отжиг (BA)	0,12	773	856	11	23
	0,19	883	994	11	20
закалка + перестаривание (STOA)	0,12	904	973	16	47
	0,19	945	1042	14	33
рекристаллизационный отжиг (RA)	0,12	711	876	12	36
	0,20	1055	1076	13	-
закалка из β-области (BQ)	0,12	863	932	6	6
	0,20	980	1076	10	20

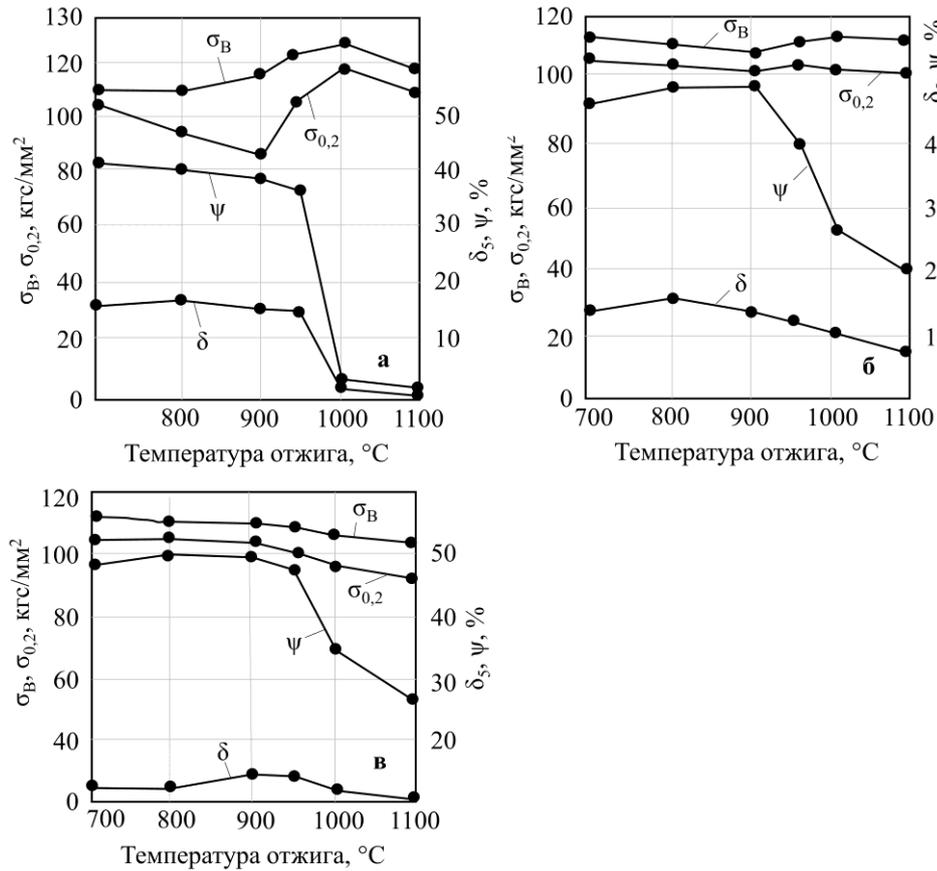


Рис. 1.4.3. Влияние температуры нагрева под закалку на механические свойства сплава Ti-6Al-4V [41, с. 162].

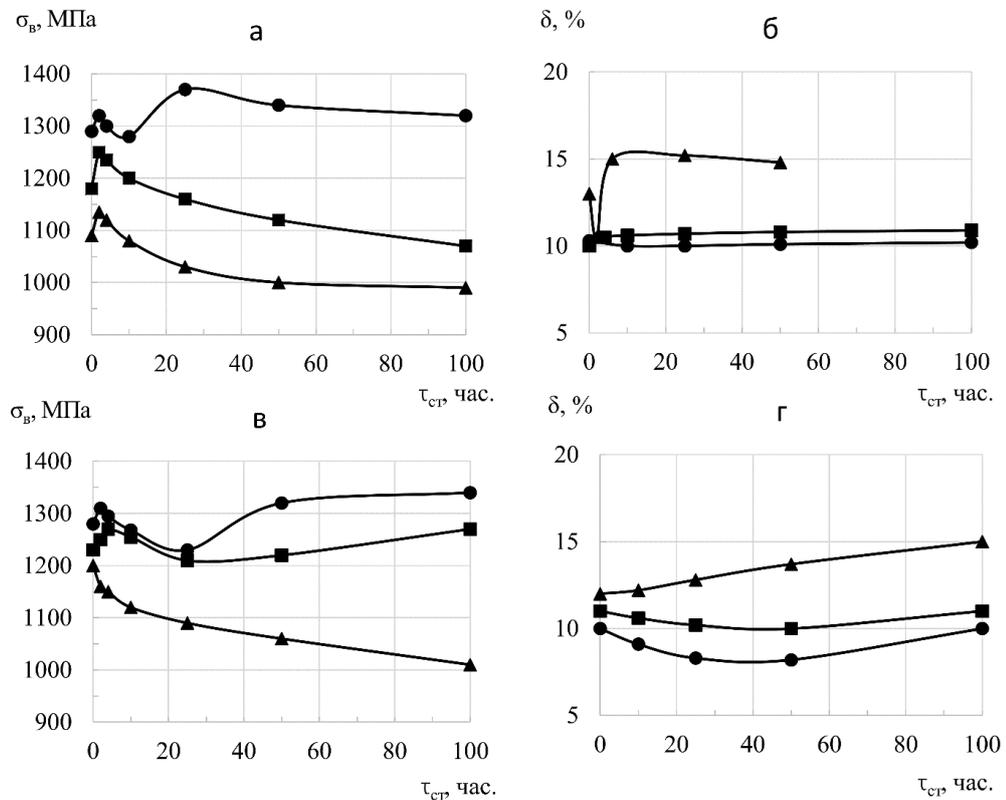


Рисунок 1.4.4 – Механические свойства сплава VT6 в зависимости от продолжительности старения после закалки с 850 °C (а, б) и 950 °C (в, г) в воде:

▲ - старение при 600 °C, ■ – 500 °C, ● – 400 °C [148]

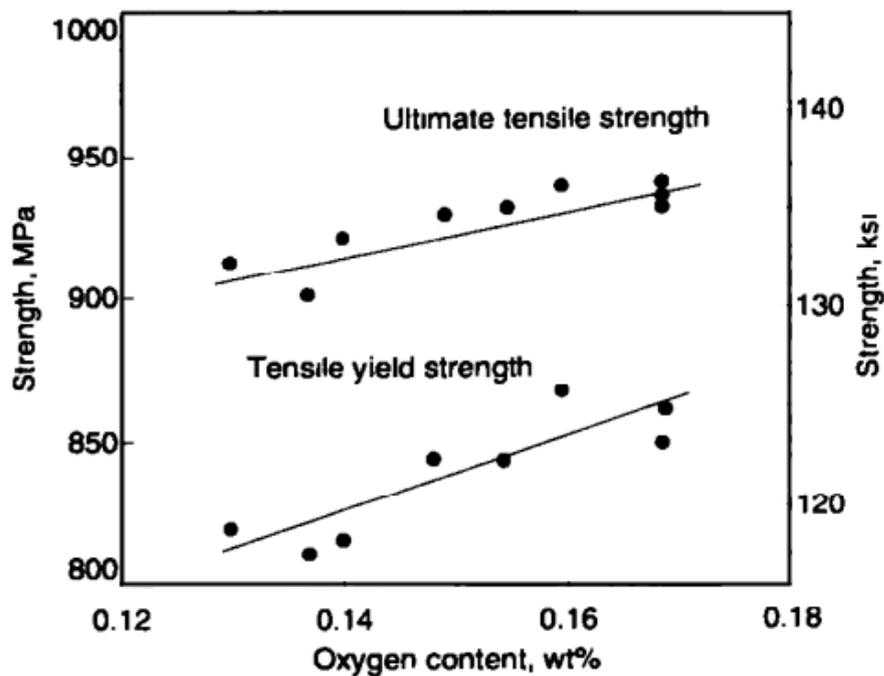


Рисунок 1.4.5 – Прочностные свойства штамповок после отжига в зависимости от содержания кислорода. Отжиг в аргоне при 705 °С, 2 ч, охлаждение на воздухе [135, с. 533]

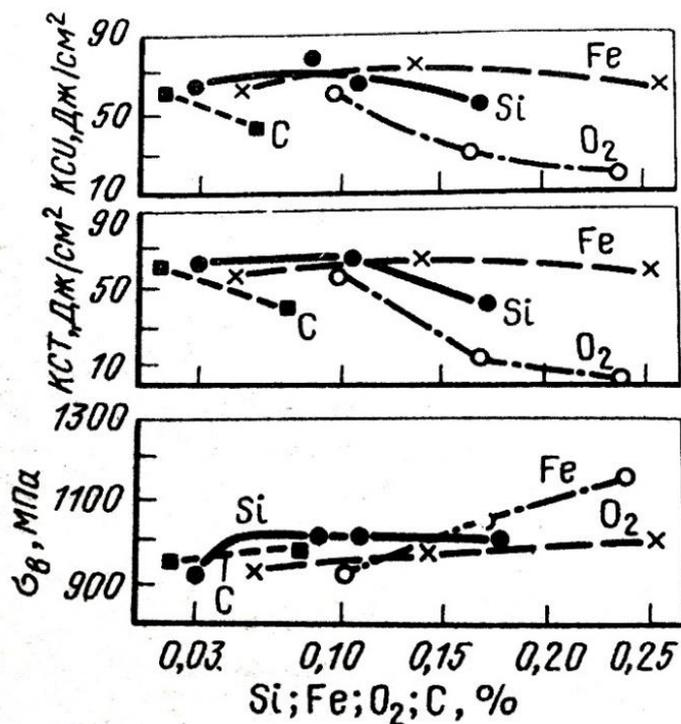


Рисунок 1.4.6 - Влияние кислорода, кремния и железа на временное сопротивление разрыву и ударную вязкость сплава ВТ6 [41].

Механические свойства сплава Ti-6Al-4V сильно зависят от типа и параметров структуры (табл. 1.3.3, 1.3.5, 1.3.6, 1.4.9-1.4.11, рис. 1.4.7, 1.4.8). Сплавы с глобулярной структурой обладают более высокими прочностными свойствами и сопротивлением усталости по сравнению с пластинчатой структурой (приблизительно на 20-30% для гладких образцов). Однако сопротивление усталости образцов с мелким зерном и тонкой внутризеренной пластинчатой структурой может быть не хуже и даже выше предела выносливости образцов с грубой равноосной структурой. В отличие от характеристик пластичности, которые при образовании крупнопластинчатой структуры всегда снижаются, прочностные свойства иногда снижаются или остаются неизменными, или даже могут несколько возрасти (табл. 1.4.9). Сплав Ti-6Al-4V с пластинчатой структурой обладает большей вязкостью разрушения по сравнению со свойствами материала с равноосной глобулярной структурой (табл. 1.3.3, 1.4.10).

Таблица 1.4.9

Влияние режимовковки и термической обработки на механические свойства сплава Ti-6Al-4V [178, с.1785-1799; 135, с.527, с. 530]

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	Источник
$\alpha+\beta$ -ковка 900 °С + отжиг (700 °С, 2 ч, воздух), глобулярная структура	-	1020-1060	11-12	35-52	[178, с.1785-1799] продольное направление образцов
$\alpha+\beta$ -ковка 900 °С + закалка (950 °С, 1 ч, вода) + старение (540°С, 4ч, воздух), глобулярная структура	-	1120-1130	15-16	48-54	
β -ковка 1090 °С + отжиг (700 °С, 2 ч, воздух), пластинчатая структура	-	980-1020	9-10	25-39	
β -ковка 1090 °С + закалка (950 °С, 1 ч, вода) + старение (540 °С, 4ч, воздух), пластинчатая структура	-	1100-1150	8-10	34-40	
$\alpha+\beta$ -ковка + рекр. отжиг (925 °С, 4 ч, охл. 50 °С/ч до 760 °С, охл. на воздухе)	711	876	12,4	36	[135, с.527]
$\alpha+\beta$ -ковка + полный отжиг (мин. значения)	828	897	10,0	25	
$\alpha+\beta$ -ковка + закалка + старение (старение 4 ч. при 590 °С)	876	938	15,2	34	
$\alpha+\beta$ -ковка + закалка + перестаривание (старение 24 ч. при 590 °С)	904	973	15,5	47	
β -ковка, охл. воздух + 705 °С, 2 ч, воздух	773	856	11,2	23	
β -ковка + закалка в воде + 705 °С, 2 ч, воздух	863	932	5,9	6	
$\alpha+\beta$ -ковка, двойной отжиг (870 °С, 2 ч, воздух + 705 °С, 2 ч, воздух)	856	911	15,3	47	

В сплавах с пластинчатой структурой магистральная трещина распространяется с сильным ветвлением, в то время как при глобулярной структуре поверхности трещины ровные, так что распространение трещины в пластинчатых структурах является более энергоемким процессом, чем в глобулярных.

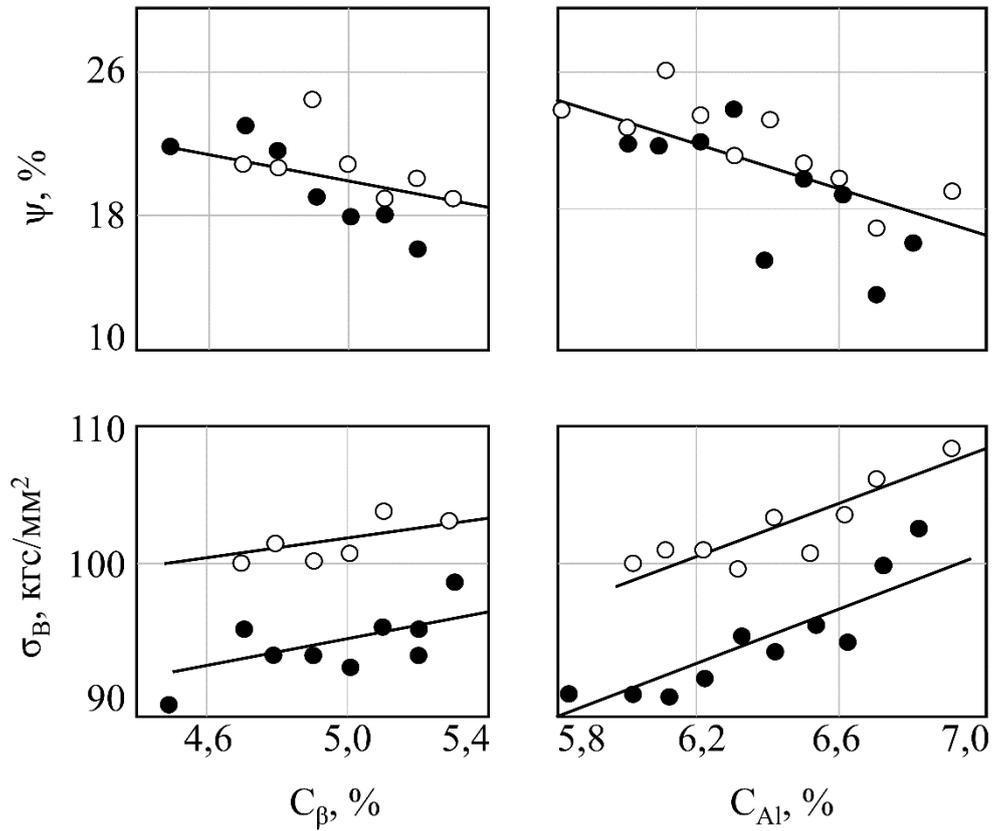


Рисунок 1.4.7 – Влияние содержания ванадия (C_{β}) и алюминия (C_{Al}) на механические свойства прутков из сплава ВТ6:

○ – переходная (волокнистая) структура, ● – пластинчатая структура [179].

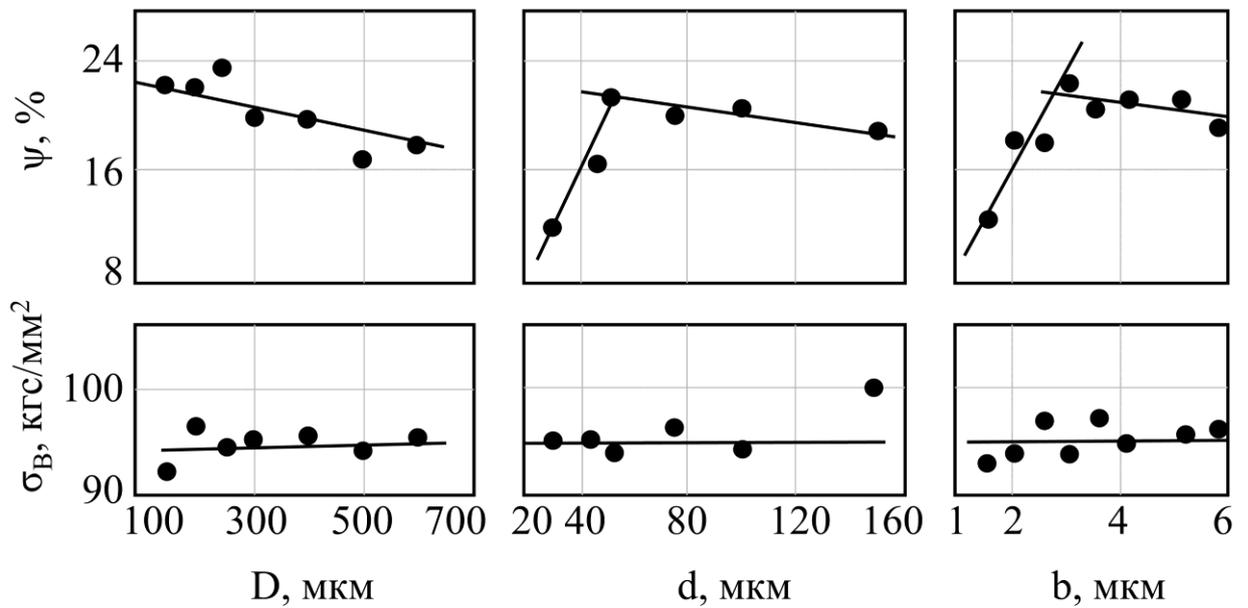


Рисунок 1.4.8 – Влияние размера β -зерна (D), α -колоний (d), толщины α -пластин (b) на механические свойства прутков из сплава ВТ6 с пластинчатой структурой [179].

Влияние микроструктуры на прочностные свойства и вязкость разрушения сплава Ti-6Al-4V [178, с.1365-1376]

Режим отжига	Микроструктура	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	K_{Ic} , МПа·мм ^{1/2}
Отжиг 1050 °С, 1 ч, воздух	крупнозернистая с пластинчатой α -фазой	1140	1100	2190
Отжиг 950 °С, 5 ч, воздух	смешанная с пластинчатой α -фазой 70% и глобулярной α -фазой 30%	1020	1000	1950
Отжиг 850 °С, 6 ч, воздух	смешанная с пластинчатой α -фазой 20% и глобулярной α -фазой 80%	1040	820	1480
Отжиг 750 °С, 6 ч, воздух	смешанная с пластинчатой α -фазой 10% и глобулярной α -фазой 90%	1040	770	1260

В работе [176, с.1411] исследовано влияние толщины α -пластин, размера α -колоний и β -зерна на прочностные и усталостные свойства сплава Ti-6Al-4V. Увеличение толщины α -пластин вызвало меньшее снижение предела выносливости, чем укрупнение исходного β -зерна и α -колоний. Увеличение толщины α -пластин с 1,7 до 7,6 мкм вызывает изменение σ_{-1} в пределах 3,5-6 % (табл. 1.4.11), а увеличение α -колоний с 30 до 130 мкм снижает σ_{-1} на 10%. Для сплавов Ti-6Al-4V с пластинчатой структурой сопротивление усталости максимально при следующих параметрах структуры: $b=3$ мкм, $d=30$ мкм [176, р. 1411].

Таблица 1.4.11

Влияние толщины α -пластин на свойства сплава Ti-6Al-4V [176, с.1411]

b , мкм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{-1} , МПа
2,4	1115	969,6	565
3,0	1068	927,6	580
5,5	1055,5	915,5	570
7,6	1038	908	560

В статье [179] исследовано влияние содержания алюминия и ванадия на механические свойства катаных прутков диаметром 110-150 мм сплава VT6 с пластинчатой и волокнистой (переходной) структурами (после отжига по стандартным режимам). Было установлено, что независимо от типа структуры с увеличением содержания ванадия на 1,0 % прочность возрастает на 40 МПа, а ψ снижается на ~4,0 %. Алюминий влияет сильнее почти в 1,5-2,0 раза: 1,0 % Al свойства изменяются на 80 МПа и 7 % соответственно. Предел прочности прутков с переходной структурой выше на 80-100 МПа по сравнению с пластинчатой (рис. 1.4.8). Снижение содержания алюминия и увеличение ванадия способствует образованию в прутках структуры переходного типа. На рис. 1.4.8 приведены диаграммы, характеризующие влияние параметров

пластинчатой структуры на свойства прутков сплава ВТ6 [179]. Предел прочности не зависит от размеров зерна, колоний и толщины α -пластин. Влияние параметров структуры на поперечное сужение носит неоднозначный характер, аналогичный общим схемам, приведенным на рис. 1.3.4. Изменение размеров структурных составляющих в структуре переходного типа мало сказывается на свойствах прутков.

Таким образом, в зависимости от химического состава, вида полуфабриката, режима термической обработки и структуры механические свойства сплавов типа Ti-6Al-4V могут изменяться в довольно широких пределах [2]: σ_b от 755 до 1254 МПа, δ – от 6 до 18%, ψ – от 10 до 57%, КСУ – от 2,4 до 10,7 МДж/м². Влияние химического состава может быть сопоставимо с ролью термической обработки и структуры [120; 121; 131; 132]. Данные статистического контроля химического состава и механических свойств полуфабрикатов из сплавов Ti-6Al-4V, изготовленных в 1970-2000 гг. на различных предприятиях, приведены в табл.1.4.12 и 1.4.13:

1. Стандартное отклонение для основных легирующих элементов варьируется в пределах: алюминий – 0,11-0,17%, ванадий – 0,07-0,16 %
2. Величина «трехсигмового интервала» для основных легирующих элементов составляет: алюминий – 0,66-1,0 %, ванадий – 0,42-1,0 %.
3. Среднее содержание кислорода в слитках 0,05-0,18 %, стандартное отклонение 0,004-0,01 %, «трехсигмовый интервал» – 0,024-0,06 %;
4. Стандартное отклонение для предела прочности в партии однотипных полуфабрикатов составляет 30-50 МПа, относительного удлинения 1,2-4,0 %, поперечного сужения 2,0-4,0%, ударной вязкости – 0,1-0,8 МДж/м².
5. Величина «трехсигмового интервала» для предела прочности 180-300 МПа; относительного удлинения 7-24 %, поперечного сужения 12,0-24,0 %, ударной вязкости – 0,6-4,8 МДж/м².

Сравнение среднего химического состава и характеристик химической однородности полуфабрикатов из титановых сплавов типа Ti-6Al-4V, изготовленных на различных предприятиях

Сплав	Предприятие, год	Кол-во испытаний или п/ф	Химический состав, % м.											Лит-ра
			\bar{x}/S (в числителе - выборочное среднее, в знаменателе – стандартное отклонение)											
			Al	V	Mo	Cr	Zr	Fe	Si	C	O	N	H	
BT6	СТК 2000	58 слитков, 2ВДП	$\frac{6,34}{0,17}$	$\frac{4,6}{0,16}$	-	-	-	$\frac{0,10}{0,016}$	-	$\frac{0,022}{0,005}$	$\frac{0,053}{0,006}$	$\frac{0,01}{-}$	$\frac{0,004}{0,001}$	[125; 156]
BT6	СМК 1970	201 слиток, 2ВДП	$\frac{6,46}{-}$	$\frac{4,95}{-}$	-	-	-	$\frac{0,16}{-}$	-	$\frac{0,028}{-}$	$\frac{0,11}{-}$	$\frac{0,024}{-}$	$\frac{0,006}{-}$	[125; 156]
BT6ч	ВСМПО 1980-е	слитки 370 мм, 2ВДП	$\frac{6,0}{0,16}$	$\frac{3,9}{0,08}$	-	-	-	-	-	-	$\frac{0,12}{0,01}$	-	-	[157]
Ti-6Al-4V	ВСМПО 1999	100 слитков	$\frac{6,3}{0,11}$	$\frac{4,178}{0,089}$	-	-	-	-	-	-	$\frac{0,159}{0,01}$	-	-	[115]
Ti-6Al-4V	ТИМЕТ 1990	ЭЛП	$\frac{6,28}{0,145}$	$\frac{4,16}{0,068}$	-	-	$\frac{0,023}{-}$	-	-	$\frac{0,025}{-}$	$\frac{0,176}{0,004}$	-	-	[158]

Сравнение средних значений механических свойств и характеристик их однородности для различных полуфабрикатов из титановых сплавов типа Ti-6Al-4V, изготовленных на различных предприятиях

Сплав	Предприятие, год	Кол-во образцов или п/ф	Механические свойства \bar{x}/S (в числителе – выборочное среднее, в знаменателе – стандартное отклонение)				Лит-ра
			σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	
BT6	СТК 2000	Прутки 14x14 44 образца	$\frac{964}{50}$	$\frac{13,7}{1,24}$	$\frac{42,8}{3,23}$	$\frac{0,91}{0,13}$	[125]
BT6	СМК 1970	Прутки 14x14 201 образец	$\frac{1048}{36}$	$\frac{12,8}{1,28}$	$\frac{40,8}{3,7}$	$\frac{0,54}{0,10}$	[125]
BT6	ВСМПО 1980-е гг.	Плиты толщиной 20-160 мм, 948 шт.	$\frac{958}{30}$	$\frac{10,9}{4,0}$	$\frac{28,3}{4,0}$	$\frac{0,51}{0,83}$	[159]
BT6ч	ВСМПО 1980-е гг.	Плиты толщиной 20-160 мм, 102 шт.	$\frac{977}{40}$	$\frac{13,4}{3,5}$	$\frac{33,9}{2,0}$	$\frac{0,59}{0,58}$	[159]
BT6ч (Ti-6Al-4V ELI)	ВСМПО 1996 г.	Крупногабаритные штамповки площадью проекции до 35000 см ² 119-122 образца	$\frac{930}{26,7}$	$\frac{11}{1,7}$	$\frac{29}{3,5}$	-	[160]

1.5. Характеристика сплава ВТЗ-1

Сплав ВТЗ-1 – деформируемый жаропрочный $\alpha+\beta$ -титановый сплав мартенситного класса, предназначенный для длительной работы при температурах 400-500 °С. Он был разработан в ВИАМ в 1957 г. и является самым исследованным титановым сплавом в нашей стране. Долгие годы сплав ВТЗ-1 был также наиболее распространенным титановым сплавом в СССР. По технологичности и трещиностойкости он уступает сплаву ВТ6, поэтому в последнее время в аналогичных применениях сплав ВТЗ-1 вытесняют сплавы типа Ti-6Al-4V [2]. Сплав ВТЗ-1 неоднократно корректировали по химическому составу (табл. 1.5.1) в связи с повышением чистоты губчатого титана и вызванного этим снижения прочностных характеристик. С 1971 г. было увеличено регламентированное максимальное содержание алюминия с 6,8 до 7,0 %, с 1981 г. - снижено максимально допустимое содержание кислорода с 0,18 до 0,15 %. В 1980 г. в соответствии с ТУ1-805-090-80 для изготовления из сплава ВТЗ-1 высоконагруженных авиационных деталей содержание водорода в штампованных поковках должно быть снижено до 0,008 %м. Коэффициент β -стабилизации сплава равен 0,6, структурный эквивалент по молибдену – 6,3%, по алюминию – 7,3 %.

Таблица 1.5.1

Химический состав сплава ВТЗ-1

Массовая доля элементов, %											
Год, НД	Основные компоненты					Примеси, не более					
	Al	Mo	Cr	Si	Fe	C	Zr	O	N	H	Сумма прочих примесей
1957	4,0-5,2	1,0-2,0	1,5-2,5	≤0,2	≤0,5	0,1	-	0,2	0,05	0,015	-
1958	4,0-6,2	1,0-2,8	1,5-2,5	≤0,4	0,2-0,7	0,1	-	0,2	0,05	0,015	-
1965	5,2-6,8	2,0-3,0	1,5-2,5	0,15-0,35	≤0,5	0,1	-	0,18	0,05	0,015	-
1971, ОСТ1 90013-71	5,5-7,0	2,0-3,0	0,8-2,3	0,15-0,4	0,2-0,7	0,1	0,5	0,18	0,05	0,015	0,3
1981, ОСТ1 90013-81	5,5-7,0	2,0-3,0	0,8-2,0	0,15-0,4	0,2-0,7	0,1	0,5	0,15	0,05	0,015	0,3
1991, ГОСТ 19807-91	5,5-7,0	2,0-3,0	0,8-2,0	0,15-0,4	0,2-0,7	0,1	0,5	0,15	0,05	0,015	0,3
ТУ1-805-090-80	5,5-7,0	2,0-3,0	0,8-2,0	0,15-0,4	0,2-0,7	0,1	0,5	0,15	0,05	0,008	0,3

Примечание: допускается частичная замена молибдена вольфрамом ≤0,3%.

$T_{\text{ПП}}$ варьируется в зависимости от содержания легирующих элементов и примесей и лежит в диапазоне 960-1000 °С по данным работ [2; 60], 950-980 °С по [74] и 950-990 °С по [186]. Для оценки $T_{\text{ПП}}$ предложено использовать соотношения (1.1.8) по [84], (1.1.9) по [60, с.39]. В отожженном состоянии сплав содержит приблизительно 15-20% β -фазы [2, 54, 60, 145]. В табл. 1.5.2 приведены режимы термической обработки сплава ВТЗ-1 [2; 74, 145].

Таблица 1.5.2

Режимы термической обработки для сплава ВТЗ-1 [2; 74; 145]

Термическая обработка	Режим
Неполный отжиг	530-620°C, 0,5-4,0 ч, охлаждение на воздухе, в аргоне
Изотермический отжиг	870-920 °С, 1-4 ч, охлаждение в печи до 600-650 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе
Двойной отжиг	870-920 °С, 1-4 ч, охлаждение на воздухе+550-600 °С, 2-5 ч, охлаждение на воздухе
Закалка + старение	840-900 °С, 1-4 ч, закалка в воде + 500-620°C, 1-6 ч, охлаждение на воздухе

Наиболее часто сплав ВТЗ-1 используется в отожженном состоянии. После изотермического отжига сплав имеет наиболее высокую термическую стабильность и максимальную пластичность. Этот вид отжига применяется для сплава ВТЗ-1 чаще всего. Типичные свойства после изотермического отжига: $\sigma_b=980-1175$ МПа, $\delta =10-18\%$, $\psi=30-50\%$ [2, с.211]. В табл. 1.5.3 приведены гарантированные механические свойства прутков и поковок сплава ВТЗ-1 после отжига.

Таблица 1.5.3

Гарантированные механические свойства сплава ВТЗ-1 в отожженном состоянии при комнатной температуре [62, с. 316-319]

Вид п/ф	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	σ_{100} , МПа	$d_{отп}$, мм (НВ)
пруток катаный Ø10-60 мм	продольное	1000-1200	≥ 10	≥ 30	$\geq 0,3$	-	3,2-3,7
пруток кованный Ø65-100 мм	продольное	1000-1200	≥ 10	≥ 25	$\geq 0,3$	-	3,2-3,7
поковки толщиной до 100 мм	продольное	1000-1200	≥ 10	≥ 25	$\geq 0,3$	-	3,2-3,7
поковки толщиной 101-250 мм	поперечное	950-1200	≥ 8	≥ 20	$\geq 0,3$	-	3,2-3,7

В зависимости от химического состава, вида полуфабриката, режима термической обработки и структуры механические свойства сплавов типа ВТЗ-1 могут изменяться в довольно широких пределах [2, с. 211-215]: σ_b от 950 до 1570 МПа, δ – от 4 до 20%, ψ – от 4 до 64%, КСУ – от 0,2 до 0,82 МДж/м². Влияние химического состава может быть сопоставимо с ролью термической обработки и структуры [52; 120; 121; 131; 132]. Механические свойства сплава ВТЗ-1 сильно зависят от типа и параметров структуры (табл. 1.3.1, 1.3.3 - 1.3.7, 1.4.9-1.4.11, рис. 1.3.2, 1.3.3).

Данные статистического контроля химического состава и механических свойств полуфабрикатов из сплава ВТЗ-1, изготовленных в 1970-2000 гг. на различных предприятиях [52; 159; 189], приведены в табл.1.5.4 и 1.5.5:

1. Стандартное отклонение для основных легирующих элементов варьируется в пределах: алюминий – 0,15-0,22%, молибден – 0,10-0,24 %, хром – 0,08-0,13%, железо – 0,05-0,07%, кремний – 0,024-0,035%.
2. Величина «трехсигмового интервала» для основных легирующих элементов составляет: алюминий – 0,09-1,3%, молибден – 0,60-1,44 %, хром – 0,48-0,78%, железо – 0,2-0,42%, кремний – 0,144-0,21%.
3. Среднее содержание кислорода в слитках 0,05-0,12 %, стандартное отклонение 0,06-0,12 %, «трехсигмовый интервал» – 0,24-0,72 %;
4. Стандартное отклонение для предела прочности в партии однотипных полуфабрикатов составляет 14-36 МПа, относительного удлинения 1,4-2,1 %, поперечного сужения 1,3-5,3%, ударной вязкости – 0,04-0,07 МДж/м².
5. Величина «трехсигмового интервала» для предела прочности 80-200 МПа; относительного удлинения 8,0-12,0 %, поперечного сужения 8,0-30,0 %, ударной вязкости – 0,24-0,48 МДж/м².

Таблица 1.5.4

Сравнение среднего химического состава и характеристик химической однородности полуфабрикатов из сплава ВТЗ-1, изготовленных на различных предприятиях

Предприятие, год	Кол-во п/ф	Химический состав, % м.											Лит-ра
		\bar{x}/S (в числителе - выборочное среднее, в знаменателе – стандартное отклонение)											
		Al	V	Mo	Cr	Zr	Fe	Si	C	O	N	H	
ВИЛС 1990-е	Слитки 2ВДП*	0,174**	-	0,242**	-	-	-	-	-	-	-	-	[189]
СМК, 1970-1975	389 слитков 2ВДП	$\frac{6,30}{0,22}$	-	$\frac{2,43}{0,12}$	$\frac{1,83}{0,09}$	-	$\frac{0,35}{0,06}$	$\frac{0,25}{0,035}$	$\frac{0,233}{-}$	$\frac{0,12}{-}$	$\frac{0,017}{-}$	$\frac{0,005}{-}$	[52, табл. 1.21 приложения]
СМК, 1999-2003	20 слитков 2ВДП	$\frac{6,56}{0,17}$	-	$\frac{2,57}{0,13}$	$\frac{1,64}{0,10}$	-	$\frac{0,39}{0,035}$	$\frac{0,24}{0,031}$	$\frac{0,02}{0,004}$	$\frac{0,064}{0,01}$	$\frac{0,01}{-}$	$\frac{0,005}{0,001}$	[52, табл. 1.21 приложения]
СМК 2009-2011	53 слитка 2ВДП	$\frac{6,48}{0,17}$	-	$\frac{2,54}{0,15}$	$\frac{1,53}{0,13}$	-	$\frac{0,39}{0,07}$	$\frac{0,24}{0,03}$	$\frac{0,023}{0,005}$	$\frac{0,054}{0,006}$	$\frac{0,01}{-}$	$\frac{0,004}{0,0005}$	[52, табл. 1.21 приложения]
СМПШ 2000-2010	183 слитка 3ВДП	$\frac{6,55}{0,15}$	-	$\frac{2,4}{0,10}$	$\frac{1,5}{0,08}$	-	$\frac{0,42}{0,04}$	$\frac{0,3}{0,024}$	$\frac{0,013}{0,004}$	$\frac{0,11}{0,010}$	$\frac{0,014}{0,005}$	$\frac{0,003}{0,001}$	[52, табл.3.2.21]

Примечания: *ВДП – вакуумно-дуговой переплав; 2ВДП – двойной вакуумно-дуговой переплав, ** - указано стандартное отклонение

Сравнение средних значений механических свойств и характеристик их однородности для различных полуфабрикатов из сплава ВТЗ-1, изготовленных на различных предприятиях

Предприятие, год	Кол-во образцов или п/ф	Механические свойства \bar{x}/S (в числителе – выборочное среднее, в знаменателе – стандартное отклонение)					Лит-ра
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	
ВСМПО 1980-е гг.	штамповки дисков 58 шт. (пластинчатая структура)	-	-	$\frac{14,0}{1,5}$	$\frac{27,0}{2,3}$	-	[159]
ВСМПО 1980-е гг.	штамповки дисков 50 шт. (глобулярная структура)	-	-	$\frac{18,0}{1,7}$	$\frac{38,0}{1,3}$	-	[159]
СМК, 1970-1975	кованые прутки 14x14 мм, 778 образцов отжиг	$\frac{1113}{36}$	-	$\frac{15,5}{1,4}$	$\frac{43,0}{4,0}$	$\frac{0,48}{0,042}$	[52, табл. 2.17 приложения]
СМК, 1999-2003	кованые прутки 14x14 мм, 10 образцов отжиг	$\frac{1085}{14}$	-	$\frac{15,8}{1,8}$	$\frac{43,7}{5,3}$	$\frac{0,53}{0,06}$	[52, табл. 2.17 приложения]
СМПП 2000-2010	штамповки одного типоразмера, изотермический отжиг, 92 образца, продольное направление	$\frac{1068}{22}$	-	$\frac{17,6}{2,1}$	$\frac{38,0}{4,1}$	$\frac{0,43}{0,07}$	[52, табл.3.2.28]

1.6. Характеристика сплава Ti-10V-2Fe-3Al

Сплав Ti-10V-2Fe-3Al (сокращенное обозначение Ti-10-2-3) – это высоколегированный титановый сплав, разработанный в 80-х годах прошлого века в США корпорацией «Titanium Metals Corporation of America» и предназначенный для изготовления деталей авиационного назначения (конструкций планеров самолетов, шасси, пилонов, дверей, шарниров, цапф, подшипников, деталей вертолетов и др.) [1; 2; 3]. Необходимо отметить, что сплав Ti-10-2-3 в отличие от других титановых сплавов не имеет российских аналогов. Поэтому в отечественной научной литературе доступная информация об этом сплаве очень незначительна.

В начале 2000-х годов на ВСМПО (г. Верхняя Салда) было налажено производство различных полуфабрикатов из этого сплава для компании Боинг. В настоящее время из него изготавливают слитки, кованные биллеты и более ста шифров штампованных поковок массой от 20 до 3200 кг [37]. Сплав применяется при температурах до 315°C и нагрузке до 1240 МПа [3, с. 829]. Химический состав сплава по американским спецификациям авиационного назначения AMS и значения эквивалентов приведены в табл. 1.6.1.

Таблица 1.6.1

Химический состав сплава Ti-10V-2Fe-3Al по спецификациям
AMS 4986, AMS 4983F, AMS 4984, AMS 4987 [1, с. 829]

Основные компоненты, %					Примеси (не более, %)				
Ti	V	Fe	Al	Y	C	O	N	H	Прочие примеси
Основа	9,0–11,0	1,6–2,2	2,6–3,4	≤0,005	0,05	0,13	0,05	0,015	0,3

Эквивалент по алюминию $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 4\%$, а содержание в сплаве β -стабилизаторов $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 12\%$ немного превышает вторую критическую концентрацию ($[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 11\%$, $k_{\beta} = 1,0$), что в соответствии с зарубежными представлениями позволяет отнести сплав Ti-10-2-3 к классу псевдо β -сплавов, хотя по российской классификации в зависимости от колебаний химического состава его можно считать сплавом переходного класса. Фазовый состав сплава в равновесном состоянии после простого отжига представлен ~30-40% α -фазы и ~60-70% β -фазы [2, с. 53]. По данным американского справочника [1, с. 833] $T_{\text{ПП}}$ соответствует 790-805 °С (типичным считается значение 800 °С). Однако обзор опубликованных работ показывает, что $T_{\text{ПП}}$ может изменяться в более широком диапазоне от 780 до 840 °С в зависимости от колебаний химического состава [1, с. 836; 4-7; 9; 11-15; 17-20; 24]. В монографии [7] для расчета $T_{\text{ПП}}$ сплава 10-2-3 предложено использовать формулу Yolton [29]:

$$T_{\text{ПП}} = 872 + 23,4Al - 12,4V - 8,4Fe. \quad (1.6.1)$$

Сплав обладает высокими технологическими свойствами при обработке давлением. Из него изготавливают различные виды полуфабрикатов: биллеты, плиты, прутки, поковки. Ковка

(штамповка) в β -области при 815-970°C повышает прочность, но уменьшает характеристики пластичности, в то время как традиционная обработка в $\alpha+\beta$ -области при 700-785 °С, наоборот, повышает пластичность и снижает вязкость разрушения [1, с. 862]. Предпочтительной являетсяковка в два этапа: в β - и $\alpha+\beta$ -области с последующей стандартной термической обработкой. При такой обработке сплав достигает высоких значений прочности, усталостных свойств и пластичности, но невысокой вязкости и трещиностойкости [1; 7]. Полуфабрикаты из сплава Ti-10-2-3 обычно используют в термически упрочненном состоянии (табл. 1.6.2). Сплав обладает сквозной прокаливаемостью в деталях толщиной до 125 мм и имеет значительный эффект термического упрочнения.

При повышении температуры нагрева под закалку количество α -фазы уменьшается и после закалки с температур выше T_{III} структура сплава представлена метастабильной β -фазой (с когерентной по отношению к матрице ω -фазой), поэтому в закалённом состоянии Ti-10V-2Fe-3Al относят к β -классу [1, с. 830; 24]. Вместе с тем, по данным работ [57-59] после закалки возможно также образование мартенсита α'' (рис. 1.6.1, в). В работах [57; 58], однако, отмечено, что фаза α'' была обнаружена не сразу после закалки, а в процессе изготовления образцов для проведения исследований. Это свидетельствует о том, что в сплаве 10-2-3 после закалки формируется механически нестабильная β -фаза, которая может распасться с образованием мартенсита деформации α'' [1]. В промышленных условиях применяется нагрев под закалку не до β -области, а до температур $\alpha+\beta$ -области ниже T_{III} на 15-70°C [1, с. 865].

Таблица 1.6.2

Промышленные режимы термической обработки сплава Ti-10V-2Fe-3Al [1, с. 865]

Спецификация	Термическая обработка	Закалка / отжиг			Старение*	
		t, °C	τ , ч	Охлаждение	t, °C	τ , ч
AMS 4983	Старение для снятия напряжений	–	–	–	480–510	≥ 8
AMS 4984	Закалка + старение	$A_{c3} - (15 \div 40)^\circ C$	$\geq 0,5$	вода	480–510	≥ 8
AMS 4986	Закалка + старение	$A_{c3} - (15 \div 40)^\circ C$	$\geq 0,5$	вода	510–540	≥ 8
AMS 4987A	Закалка + перест.	$A_{c3} - (15 \div 40)^\circ C$	$\geq 0,5$	вода	565–620	≥ 8
–	Закалка + старение	730-775	1	вода	480–540	8
–	Закалка + перест.	730-775	1	вода	580–620	8
–	β -отжиг + перестаривание	815	1	воздух	620	8
–	Отжиг для снятия напряжений	657-700	0,5-2	Воздух или медленное охлаждение	–	–

Примечание: *охлаждение на воздухе.

По данным работы [8] после закалки (760 °С, 1ч, вода) и старения (495-520 °С, 8ч, воздух) состав сплава представлен 23-28% первичной α -фазы, 41-47% β -фазы и 30-33% вторичной α -фазы. Старение при температурах ниже 475 °С не назначают во избежание образования ω -фазы, резко

снижающей пластичность. Максимальный эффект упрочнения наблюдается после старения при 480-540 °С.

Комплекс механических свойств сплава Ti-10-2-3 можно варьировать в довольно широких пределах путем обработки давлением и термической обработки: предел прочности различных полуфабрикатов из сплава Ti-10-2-3 может изменяться от 793 до 1614 МПа, относительное удлинение – от 0 до 38%, поперечное сужение – от 0 до 63%, вязкость разрушения – от 29 до 100 МПа·м^{1/2} [1, 2]. Путем закалки и старения можно получить довольно высокий уровень временного сопротивления разрыву (более 1600 МПа), однако при этом почти полностью утрачиваются пластические свойства, резко падает вязкость разрушения. Поэтому сплав чаще всего применяют в состоянии небольшого перестаривания. Механические свойства поковок после стандартной термической обработки должны соответствовать требованиям AMS, приведенным в табл. 1.6.3.

Таблица 1.6.3

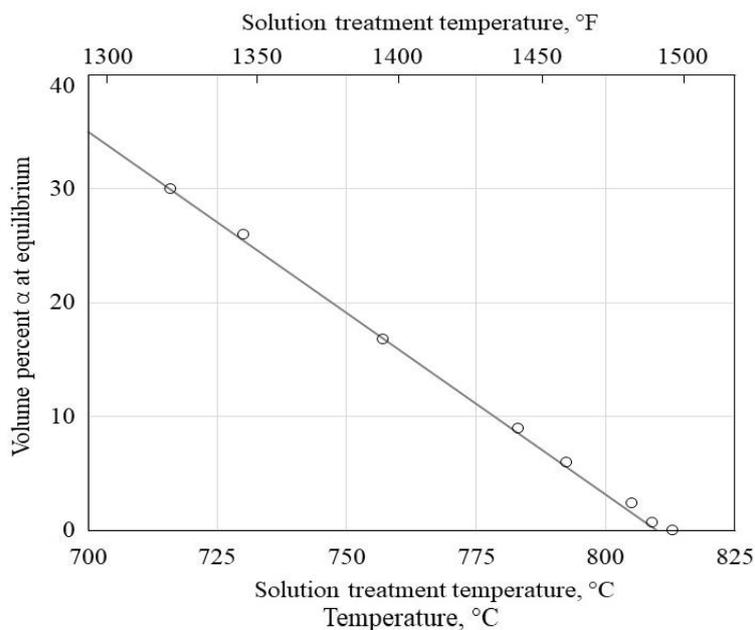
Гарантированные* механические свойства штампованных поковок сплава Ti-10V-2Fe-3Al при комнатной температуре [1, с. 834; 854; 863]

Нормативная документация	Толщина поковки, мм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}
AMS 4983	< 25	1103	1240	4	факультативно	–
AMS 4984	< 75	1100-1103	1190-1195	4		44
AMS 4986	< 100	1000	1100-1103	6	15	60
AMS 4987	–	895	965	8	20	88

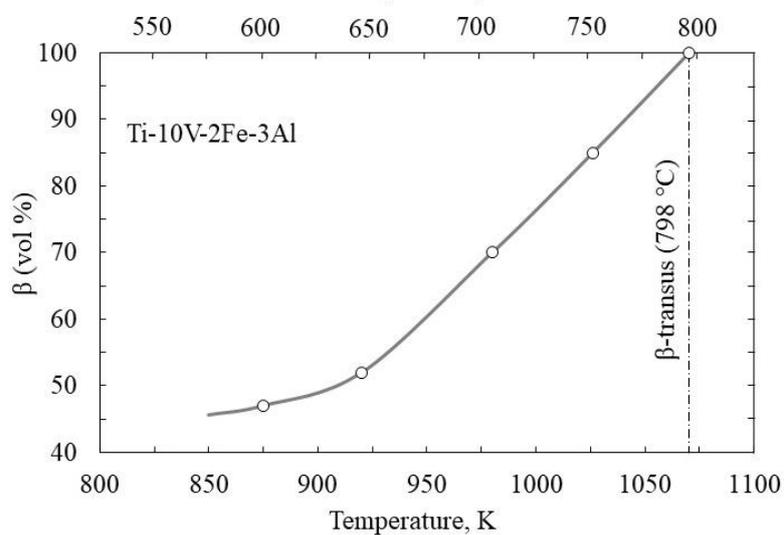
Примечание: * приведен S-уровень (минимальное значение).

С повышением температуры нагрева под закалку от 700 до 800-820 °С наблюдается увеличение прочностных свойств и снижение характеристик пластичности сплава, подвергнутого старению при 500 °С (табл. 1.6.4). В монографии [7] исследовали механические свойства слябов толщиной 30 мм после прокатки при 710, 760 и 860 °С и упрочняющей термической обработки, состоящей из закалки с температур ($\alpha+\beta$)-области (760 °С) и β -области (830 °С), а также старения при 500 °С в течение 4 ч с охлаждением на воздухе (табл. 1.6.4). После деформации при 860 и 710 °С σ_b и $\sigma_{0,2}$ после закалки с 830 °С и старения выше по сравнению с закалкой с 760 °С, в то время как для прутков после деформации при 760 °С – наоборот. После закалки из ($\alpha+\beta$)-области (с температур 750-760 °С) повышение температуры старения на 10 °С приводит к снижению предела прочности на ~13-60 МПа и повышению характеристик пластичности на ~1-5% (табл. 1.6.5).

а)



б)



в)

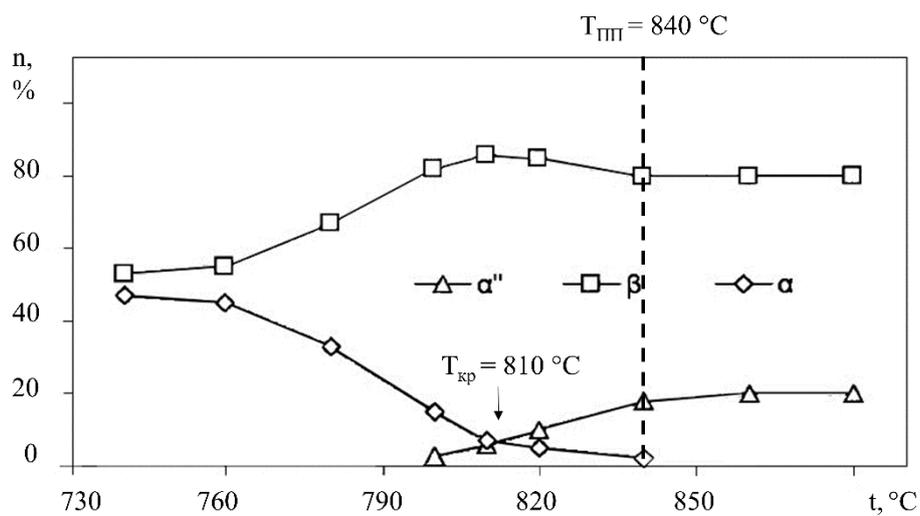


Рисунок 1.6.1 – Влияние температуры нагрева под закалку на количество α - и β -фаз в сплаве 10-2-3 по данным работ [3, с. 830] (а), [24] (б) и [59] (в)

Таблица 1.6.4

Зависимость механических свойств сплава Ti-10-2-3 от температуры нагрева под закалку

t ₃ , °C	Старение при 500 °C, 1 час* [3, стр. 865]				Старение при 500 °C, 8 часов* [4, стр. 529-536]			
	σ _{0,2} МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	σ _{0,2} МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %
700	1060	1150	15,0	55,0	1082	1151	18,2	39,0
730	1270	1450	5,0	18,0	-	-	-	-
750-760	1350	1430	5,0	20,0	1382	1432	5,7	12,0
780	1450	1550	3,0	10,0	-	-	-	-
800-820	-	-	0	0	1488	1545	0,5	0
Степень изменения свойств на 10 °C	46 МПа °C	44 МПа °C	-1,3 % °C	-4,8 % °C	33 МПа °C	32 МПа °C	-1,4 % °C	-1,4 % °C

Примечание: * охлаждение на воздухе.

Продолжение таблицы 1.6.4

t ₃ , °C	Старение при 500 °C, 4 час* [7]								
	прокатка 860 °C			прокатка 760 °C			прокатка 710 °C		
	σ _в , МПа	σ _{0,2} МПа	δ, %	σ _в , МПа	σ _{0,2} МПа	δ, %	σ _в , МПа	σ _{0,2} МПа	δ, %
760	1436	1309	2,89	1549	1439	2,5	1357	1235	6,3
760	1481	1354	1,83	1507	1387	2,9	1355	1222	5,7
830	1511	1446	0,35	1450	1443	1,0	1386	1302	0,99
830	1503	1476	0,61	1479	1419	1,0	1476	1428	0,36
Степень изменения свойств на 10 °C	6,9 МПа °C	18,5 МПа °C	-0,3 % °C	-9,1 МПа °C	2,6 МПа °C	-0,2 % °C	10,7 МПа °C	19,5 МПа °C	-0,8 % °C

Примечание: * охлаждение на воздухе.

Таблица 1.6.5

Зависимость механических свойств сплава Ti-10-2-3 от температуры старения

t _{ст**} , °C	Закалка* с 750 °C [3, стр. 865; 12]	Закалка* с 760 °C [8]			Закалка* с 760 °C [15]		
	σ _в , МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %
400	-	-	-	-	1202	0	0
490	-	-	-	-	1380	5	5,7
495	-	1245	6,1	12,2	-	-	-
500	1320	-	-	-	1353	4,4	5,7
520	-	1095	11,5	24,5	-	-	-
525	1250	-	-	-	-	-	-
550	1050	-	-	-	-	-	-
575	1020	-	-	-	-	-	-
600	970	-	-	-	984	17,5	32,7
Степень изменения свойств на 10 °C	-37,2 МПа °C	-60 МПа °C	2,2 % °C	4,9 % °C	-12,5 МПа °C	1,0 % °C	1,7 % °C

Примечание: * - охлаждение в воде; ** - время выдержки при старении 8 ч, охлаждение на воздухе.

Влияние структуры и фазового состава на механические свойства сплава Ti-10V-2Fe-3Al приведены в табл. 1.6.6-1.6.7. Первичная α -фаза глобулярной формы, сформировавшаяся в процессе обработки давлением и закалки, обеспечивает после старения более высокую пластичность сплава по сравнению с пластинчатой α -фазой при постоянном $\sigma_{0,2}=1250$ МПа (табл. 1.6.6). Поперечное сужение сплава с глобулярной структурой в $\sim 1,5$ раза выше пластичности пластинчатой структуры. Увеличение количества первичной α -фазы с 10 до 30% приводит к повышению пластичности в $\sim 1,7-2,5$ раза и снижению прочности в 1,2-1,3 раза (табл. 1.6.6-1.6.7).

Таблица 1.6.6

Влияние количества и морфологии первичной α -фазы на характеристики пластичности сплава Ti-10V-2Fe-3Al при $\sigma_{0,2}=1250$ МПа [1, стр. 839]

$t_{ст}, ^\circ\text{C}$	Морфология α -фазы	Количество α -фазы, %	$\psi, \%$
500	Глобулярная	10	39
500	Пластинчатая	10	26
350	Глобулярная	30	18
350	Пластинчатая	30	11

Прочностные свойства сплава с мелкодисперсной вторичной α -фазой в $\sim 1,3$ раза выше аналогичных свойств с крупнодисперсной α -фазой. Относительное удлинение при этом уменьшается в $\sim 2-4$ раза (табл. 1.6.7).

Вязкость разрушения также довольно сильно зависит от режимов термической обработки и, соответственно, от структуры и фазового состава. Для оценки надежности конструкций в эксплуатации применяют соотношение $K_{1C}/\sigma_{0,2}$: чем больше этот показатель, тем выше сопротивление разрушению. Для сплава Ti-10V-2Fe-3Al он может меняться от 0,02 до 0,1 $\text{м}^{1/2}$ в зависимости от вида полуфабриката, режима деформации и термической обработки [2]. Сплав с пластинчатой структурой обладает большей вязкостью по сравнению со свойствами сплава с глобулярной структурой (табл. 1.6.7, рис. 1.6.2, а). Увеличение с 10 до 30% количества первичной пластинчатой α -фазы приводит к снижению вязкости разрушения (рис. 1.6.2, б) и показателя $K_{1C}/\sigma_{0,2}$ в $\sim 1,2$ раза. Аналогичный результат был получен в работе [39]: $K_{1C}/\sigma_{0,2}=0,057 \text{ м}^{1/2}$ при 3% α_1 , $0,052 \text{ м}^{1/2}$ при 9% α_1 и $0,043 \text{ м}^{1/2}$ при 13% α_1 .

Влияние режимов термической обработки на микроструктуру
и механические свойства сплава Ti-10V-2Fe-3Al

Термическая обработка	Микроструктура*	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	K_{1c} , МПа·м ^{1/2}
[1, стр. 839; 6] первичная α -фаза глобулярной формы						
725 °С, 20 ч, вода + 500 °С, 1 ч, соль	30% $\alpha_1 + \beta +$ крупнодисперсная α_{II}	1106	1063	17,7	-	-
725 °С, 1,7 ч, вода + 370 °С, 16,7 ч	30% $\alpha_1 + \beta +$ мелкодисперсная α_{II}	1419	1246	7,6	-	-
780 °С, 3 ч, вода + 500 °С, 1 ч, соль	10% $\alpha_1 + \beta +$ крупнодисперсная α_{II}	1247	1202	10,3	-	-
780 °С, 3 ч, вода + 500 °С, 1 ч, воздух	10% $\alpha_1 + \beta +$ мелкодисперсная α_{II}	1544	1445	2,4	-	-
850 °С, 2 ч, вода + 500 °С, 4 ч, соль	0% $\alpha_1 +$ оторочка α -фазы по границе зерна + крупнодисперсная α_{II}	1308	1250	3,9	-	-
[1, стр. 855] первичная α -фаза пластинчатой формы						
-	пластинчатая $\alpha_1 + \beta + \alpha_{II}$	1288	1149	3	3,3	46,8
-	слегка вытянутая $\alpha_1 + \beta + \alpha_{II}$	1278	1190	7	12,8	37,0
-	пластинчатая $\alpha_1 + \beta + \alpha_{II}$	1067	1002	9	24,3	86,1
-	слегка вытянутая $\alpha_1 + \beta + \alpha_{II}$	1009	990	15	50,7	67,0
[10]						
Ковка, степень деформации 25% закалка 700 °С, 2ч + старение 525 °С, 8 ч	45% пластинчатой α_1 ($l/b=15:1$) + $\beta + \alpha_{II}$	1066	988	13	-	-
Ковка, закалка 780 °С, 2ч + старение 580 °С, 8 ч	9% пластинчатой α_1 ($l/b=15:1$) + $\beta + \alpha_{II}$	1085	1057	10	-	-
Ковка 65%, закалка 700 °С, 2ч + старение 525 °С, 8 ч	45% пластинчатой α_1 ($l/b=2,5:1$) + $\beta + \alpha_{II}$	1021	980	14	-	-
Ковка, закалка 780 °С, 2ч + старение 580 °С, 8 ч	9% пластинчатой α_1 ($l/b=2,5:1$) + $\beta + \alpha_{II}$	1100	1060	8	-	-
Ковка 65%, закалка 700 °С, 2ч + старение 400 °С, 8 ч	45% глобулярной α_1 ($l/b=1:1$) + $\beta + \alpha_{II}$	1330	1188	6	-	-
Ковка 65%, закалка 700 °С, 2ч + старение 400 °С, 48 ч	45% глобулярной α_1 ($l/b=1:1$) + $\beta + \alpha_{II}$	1317	1187	8	-	-
[39]						
Закалка (~780 °С) + старение 500 °С, 8 ч	3% $\alpha_1 + \beta + \alpha_{II}$	1400	1325	3	5	-
закалка (~760 °С) + старение 500 °С, 8 ч	9% $\alpha_1 + \beta + \alpha_{II}$	1360	1280	5	28	-
закалка (~750 °С) + старение 500 °С, 8 ч	13% $\alpha_1 + \beta + \alpha_{II}$	1250	1180	10	38	-
[8]						
Ковка 840 °С, 65% + 760 °С, 25% + Закалка 760 °С, 1ч + старение 520 °С, 8 ч	28% α_1 ($l/b=2,7$; $D_{\alpha_1}=0,83$ мкм ²) + 39% β +33% крупнодисперсной α_{II}	1095	1060	11,5	24,5	
Ковка 840 °С, 65% + 760 °С, 25% + Закалка 760 °С, 1ч + старение 495 °С, 8 ч	23% α_1 ($l/b=2,6$; $D_{\alpha_1}=0,72$ мкм ²) ++47% β +30% мелкодисперсной α_{II}	1245	1170	6,1	12,2	

Примечание: * l/b - отношение длины α -пластин к толщине α -пластин.

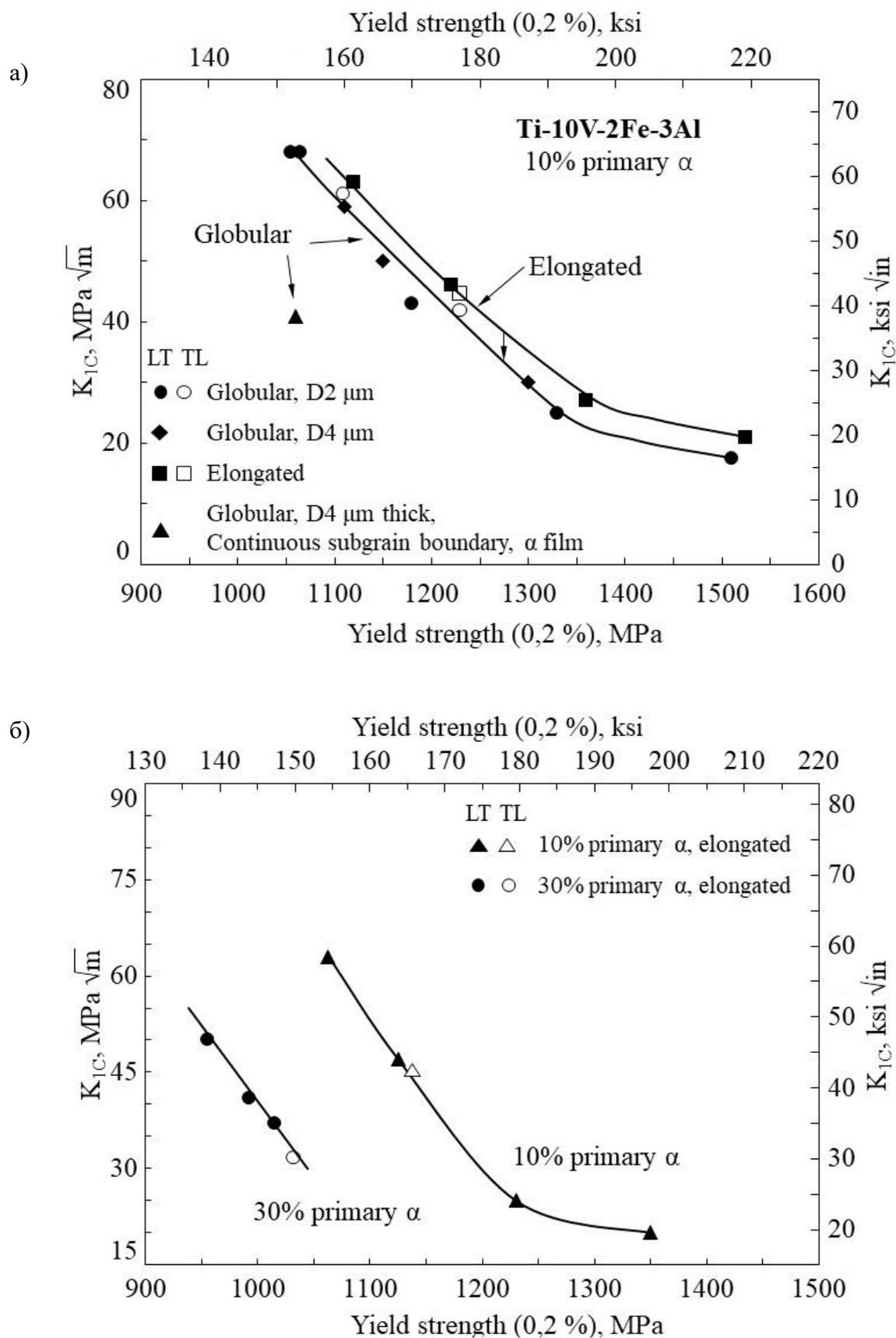


Рисунок 1.6.2 – Зависимость вязкости разрушения от условного предела текучести сплава Ti-10V-2Fe-3Al с глобулярной и пластинчатой структурой при 10% первичной α -фазы (а) и с пластинчатой структурой при 10 и 30% первичной α -фазы (б) [1, стр. 856]

Анализ изученных литературных источников не обнаружил каких-либо данных по влиянию колебаний марочного состава на свойства и показал, что статистически обоснованных значений химического состава и механических свойств различных промышленных полуфабрикатов сплава Ti-10-2-3 опубликовано сравнительно немного. На основе обобщения этих работ [31; 33; 34; 38] было установлено (табл. 1.6.8, 1.6.9):

1. Стандартное отклонение для основных легирующих элементов варьируется в пределах: алюминий – 0,08-0,10%, ванадий – 0,18-0,21 %; железо – 0,06-0,11%.
2. Величина «трехсигмового интервала» для основных легирующих элементов составляет: алюминий – 0,45-0,60 %, ванадий – 1,10-1,26 %; железо – 0,36-0,66 %, что соответствует ~ 0,5-1,1) от поля допуска по НД.
3. Среднее содержание кислорода в слитках 0,10-0,12 %, стандартное отклонение 0,006-0,01 %, «трехсигмовый интервал» – 0,036-0,06 %;
4. Стандартное отклонение для предела прочности и условного предела текучести в партии однотипных полуфабрикатов составляет 10-50 МПа, относительного удлинения 1,0-2,5 %, поперечного сужения 2,0-12,0%.
5. Величина «трехсигмового интервала» для предела прочности и условного предела текучести 60-300 МПа; относительного удлинения 6-15 %, поперечного сужения 12,0-72,0 %.

Таблица 1.6.8

Средний химический состав и характеристики химической однородности полуфабрикатов из сплава Ti-10V-2Fe-3Al

Год	Количество полуфабрикатов	Химический состав, % м.				Источник
		$\frac{\bar{x}}{S}$ (в числителе – выборочное среднее, в знаменателе – стандартное отклонение)				
		Al	V	Fe	O	
1999	объем партии не указан	$\frac{3,183}{0,112}$	$\frac{9,485}{0,191}$	$\frac{1,823}{0,106}$	$\frac{0,098}{0,010}$	[33]
	по высоте слитка	-	-	$\frac{1,730}{0,070}$	$\frac{0,104}{0,010}$	
	в поперечном сечении слитка	-	-	$\frac{1,732}{0,069}$	$\frac{0,102}{0,010}$	
2007	188-195 слитков 2ВДП	$\frac{3,145}{0,078}$	$\frac{9,437}{0,181}$	$\frac{1,726}{0,086}$	$\frac{0,116}{0,0079}$	[34]
	82 слитка ГРП + ВДП	$\frac{3,129}{0,079}$	$\frac{9,477}{0,210}$	$\frac{1,710}{0,058}$	$\frac{0,121}{0,006}$	

Примечание: ВДП – вакуумно-дуговой переплав; 2ВДП – двойной вакуумно-дуговой переплав; ГРП – гарнисажная плавка.

Средние значения и характеристики однородности механических свойств полуфабрикатов из сплава Ti-10V-2Fe-3Al

Год	Полуфабрикат	Направление вырезки образцов, термическая обработка	Химический состав, % м.				Источник	
			$\frac{\bar{x}}{S}$ (в числителе – выборочное среднее, в знаменателе – стандартное отклонение)					
			σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %		
1978	8 поковок толщиной 7,4-43,7 мм	Ковка 774 °С	$\frac{1066}{13,0}$	$\frac{973}{11,0}$	$\frac{9,1}{1,0}$	$\frac{19,2}{3,5}$	[31]	
		Закалка 760 °С, 1 ч, вода	$\frac{835}{9,0}$	$\frac{654}{13,0}$	$\frac{32,3}{2,0}$	$\frac{39,8}{1,5}$		
		Закалка 760 °С, 1 ч, вода + старение 510 °С, 8 ч, воздух	$\frac{1346}{17,0}$	$\frac{1283}{19,0}$	$\frac{7,9}{0,5}$	$\frac{16,2}{2,0}$		
1999	Кованые биллеты до 350мм	-	$\frac{1260}{47,0}$	$\frac{1198}{50,0}$	$\frac{11}{1,9}$	-	[33]	
	Штамповки до 380мм	Поперечное, закалка + старение	$\frac{1275}{29,0}$	$\frac{1190}{31,7}$	$\frac{8,2}{0,9}$	-		
		Продольное, закалка + старение	$\frac{1287}{40,0}$	$\frac{1206}{42,7}$	$\frac{9,9}{2,0}$	-		
2007	11 штамповок из слитков 2ВДП,	-	$\frac{1288}{27,47}$	$\frac{1204}{26,4}$	$\frac{6,8}{1,34}$	-	[34]	
	8 штамповок из слитков ГРП+ВДП	-	$\frac{1292}{32,41}$	$\frac{1226}{28,3}$	$\frac{6,1}{0,88}$	-		
2003	Кованые биллеты	Закалка 750°С, 1 ч, воздух + старение 500°С, 8 ч, воздух	$\frac{1204}{29,1}$	$\frac{1128}{25,0}$	$\frac{9,9}{2,35}$	$\frac{42,1}{12,0}$	[38]	

1.7. Электронные справочники и системы прогнозирования свойств титановых сплавов

В настоящее время в материаловедении наряду с традиционным экспериментальным активно развивается информационное направление [161-168]. Основными задачами «информационного материаловедения» (materials informatics) [161; 165] являются формирование и организация баз данных, компьютерная обработка экспериментальных данных, математическое моделирование структуры и свойств материалов, создание на основе моделей качественного программного обеспечения для инженерного анализа, проектирования и подготовки производства CAD/CAE/CAM/PDM.

Кроме «информационного материаловедения» выделяют отдельное направление – Computational Materials Science или «вычислительное материаловедение» [161; 168], имея в виду, в частности, расчет свойств «ab initio», по уравнениям, описывающим физические законы существования материалов, например, теории функционала плотности [161; 165; 167]. Такие модели обладают очевидными преимуществами, однако их построение

часто требует огромных вычислительных мощностей, что приводит к ограничению их применимости [167].

Основу информационного материаловедения должны составлять базы данных, так как именно достоверная информация о свойствах материалов играет ключевую роль в обеспечении точности компьютерного моделирования технологических процессов, прогнозировании свойств в зависимости от технологии изготовления, симуляции режимов эксплуатации и т.п. Вместе с тем, в работе [161] отмечается, что до сих пор «принципиально важной и нерешенной проблемой компьютерного моделирования конструкций и технологий в машиностроении является отсутствие достоверных баз данных материалов». К такому же выводу пришли и американские исследователи в работе [165], в которой проанализированы проблемы создания БД на основе открытого обмена данными и анализа больших объемов информации в области материаловедения. Авторы констатируют, что разработано довольно большое число различных БД по материалам, однако сведения о них носят разрозненный, неполный и часто закрытый характер.

В последние годы правительства развитых стран стали активизировать свои усилия по более широкому распространению результатов научных исследований и созданию открытой информационной структуры материаловедения, включающей БД, компьютерное конструирование и моделирование материалов [165; 167; 168].

В 2011 году правительством США был поддержан проект «Materials Genome Initiative (MGI)» - инициатива «Геном материалов», подготовленная Национальным советом по науке и технологии США (The National Science and Technology Council, NSTC). Основной целью проекта MGI является ускоренное создание новых материалов с заданными свойствами на основе американской национальной инфраструктуры коллективного использования информации (National Nanotechnology Infrastructure Network, NNIN), включающей БД по свойствам материалов, созданных в мире, и информационные системы для их расчета и моделирования.

В 2013 году управление по науке и технологиям Белого дома США направило в национальные исследовательские агентства распоряжение сделать общедоступными публикации, финансируемые из федерального бюджета [165]. Для решения проблем, связанных с совместным использованием производственных данных, в США созданы консорциумы Smart Manufacturing Leadership Coalition at the University of Texas, Digital Manufacturing node of the NNMI system, Manufacturing Innovation Institute on Smart Manufacturing [165].

Аналогичные проекты развивают в Евросоюзе (программа «Поиск Новых материалов» – «Novel Materials Discovery Laboratory») [171], Японии (инициатива «Исследование материалов путем интеграции информации» - «Materials Research by Information Integration Initiative») [173], Китае (инициатива «Геном материалов» - «Materials Genome Initiative-China») [174].

В РФ в 2012 г. ВИАМ разработал комплексную программу «Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года», в рамках которой, в частности, предполагается прорывное развитие материаловедения и технологий обработки материалов на основе информационных технологий, компьютерного конструирования, моделирования и прогнозирования с привлечением Российской академии наук, государственных корпораций (ГК «Ростехнологии», ГК «Росатом»), государственных научных центров, ведущих КБ, национальных исследовательских университетов и вузов, предприятий авиационной, металлургической и химической промышленности. По данным работы [166] в ВИАМ в настоящее время проводится разработка концепции интегрированной информационной системы по свойствам авиационных материалов с возможностью расчета характеристик разрабатываемых новых материалов. Однако не удалось найти никаких сведений о том, на какой стадии в настоящее время находится разработка ИИС ВИАМ и тем более, как получить к ней доступ.

Авторы статьи [167] считают, что «Российским ответом на стратегические инициативы США, ЕС, Китая, Японии... может стать федеральная целевая программа, аналогичная MGI, направленная на организацию инфраструктуры доступа к экспериментальным и расчетным данным о материалах, а в дальнейшем создание федерального информационного центра, обеспечивающего специалистов информацией о свойствах веществ и материалов, технологиях их производства, а также расчетными данными, патентной информацией и т.п.». По мнению авторов [168] ядром концепции «Геном материала» в РФ может выступить консорциум «Новые материалы и аддитивные технологии», в который в настоящее время входят ВИАМ, СПбПУ, МГТУ им. Н.Э. Баумана. Целесообразным является также создание отечественного портала по тематике «Геном материала» в качестве платформы для обмена теориями, результатами экспериментов и симуляции [168]. Пилотным проектом создания информационной инфраструктуры для неорганического материаловедения может стать информационная автоматизированная система, разработанная в ИМЕТ и содержащая наиболее известные российские базы данных и некоторые зарубежные [167].

Специализированных электронных баз данных по титановым сплавам, представленных в Интернет в открытом доступе, существует крайне мало. В состав большинства справочников входят не только титан и титановые сплавы, но и стали, и сплавы других цветных металлов. Ниже приводится краткий обзор некоторых электронных отечественных и зарубежных систем, содержащих данные по титану и его сплавам и находящихся в открытом доступе либо предусматривающих демо-версии. Общие характеристики систем приведены в табл. 1.7.1.

Входящие в них данные можно разделить на две категории – экспериментальные (с указанием точных параметров испытаний, химического состава и свойств) и регламентируемые по нормативной документации (по различным стандартам). Среди отечественных систем в

открытом доступе были найдены системы только второй категории, среди зарубежных – присутствуют системы обоих видов, однако зачастую данные хранятся вместе, без разделения, что усложняет анализ и обработку данных.

Количество записей по титановым сплавам в БД варьируется от 60 до ~2000. Наборы данных обычно включают в себя химический состав, режимы термической обработки, механические, физические, химические, технологические и эксплуатационные свойства. К сожалению, часто информация неполная, особенно для экспериментальных данных, например, не приводится химический состав образца, режимы термической обработки, указаны не все свойства и т.д. Практически все системы поддерживают поиск сплавов по различным параметрам. Часть систем предлагает возможность не только просмотра, но и выгрузки данных в форматах csv, xls, файлах для CAD-систем и др. Однако большинство систем (за исключением некоторых, например, ASM Alloy Center Database) разрешают скачать записи только в отдельных файлах, при этом нет возможности загрузить сводный файл свойств.

Современные методы работы с данными, в том числе корреляционно-регрессионный анализ и машинное обучение, рассчитаны на обработку больших массивов информации, анализ выполняют с помощью языков программирования, например, R или Python, либо средствами программных продуктов (Stadia, Statistica и др.), требующих структурированных входных данных. В результате приходится вручную обрабатывать полученные файлы перед тем, как их можно будет использовать для анализа.

Часть зарубежных систем предусматривает добавление данных любыми пользователями, так как доступ к таким системам свободный. К наполнению систем привлекаются также организации-производители и поставщики металлов, которые, таким образом, создают рекламу собственной продукции и получают новых покупателей. Отечественных систем, содержащих экспериментальные данные, подходящие для статистической обработки, в свободном доступе обнаружено не было. Также практически отсутствуют опубликованные сведения об информационных системах для прогнозирования свойств и структуры материалов. Это не означает, что они не существуют, так как имеется довольно много научных работ, освещающих различные методы расчета фазовых равновесий, диаграмм состояния, структуры, свойств материалов и т.п., например, [27; 85; 88; 90; 103; 182] и многие другие. Скорее всего, различные компании и предприятия на основе этих методов разрабатывают свои внутренние информационные системы, имеющие статус «ноу-хау».

Среди систем для прогнозирования свойств различных конструкционных материалов, в том числе и титановых сплавов, особо следует отметить программу JMatPro [87, 91], которая дает возможность прогнозировать свойства сплавов, строить диаграммы фазовых превращений, экспортировать данные в различные форматы и многое другое. К сожалению, программа

является платной, все её алгоритмы и модели закрыты, что не позволило в полной мере оценить её функциональность и качество.

Для формирования достоверных баз данных и прогнозирования механических свойств полуфабрикатов лучше всего подходят структурированные данные, представленные не в виде текста (например, сертификата, технического отчета или статей в научных изданиях), а в формате электронных справочников и баз данных, в которых можно выполнять поиск по различным параметрам, фильтровать и сортировать записи, выгружать данные на локальный компьютер в виде файлов и т.д. Основная проблема – сбор исходных (производственных и экспериментальных) данных для анализа. Однако их формирование для титановых сплавов ограничено из-за проблем интеллектуальной собственности, секретности информации, коммерческой тайны и т.п.

В масштабах отдельного предприятия в настоящее время успешно используется программный комплекс Granta MI от компании-разработчика Granta Design Ltd (Великобритания) [162-164], который внедрен некоторыми российскими предприятиями: АО «ОДК-Авиадвигатель», ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ, ФГУП "ЦИАМ ИМ. П.И. БАРАНОВА", АО «НПЦ газотурбостроения «Салют» [163-164]. Партнерами Granta Design Ltd в области справочных данных о конструкционных материалах являются ASM International, MMPDS, CMH-17, CAMPUS, NIMS, JAHM, StahlDat и другие. Это позволяет пользователям системы GRANTA MI иметь доступ к наиболее актуальной справочной информации о материалах от наиболее достоверных ведущих источников и дает возможность сравнивать ее с собственными данными. Но, естественно, что такие системы не обеспечивают открытый доступ исследователей, так как многие предприятия тщательно охраняют свои производственные данные как коммерческую тайну.

Электронные марочники, содержащие данные по титановым сплавам

№ п/п	Название, автор/владелец системы	URL	Параметры, указанные в системе (для титановых сплавов)	Происхождение данных
1	MatWeb material property data, MatWeb, LLC, США	matweb.com	Химический состав, механические, физические, технологические, эксплуатационные свойства, поставщики	данные от компаний-поставщиков и производителей, организаций по стандартизации
2	Matmatch, Matmatch GmbH, Мюнхен, Германия	matmatch.com	химический состав, механические, электрические, физические, технологические свойства, стандарты, аналоги материалов	поставщики продукции и информационные порталы, хранилища данных
3	Total Materia, Key to Metals AG, Цюрих, Швейцария	totalmateria.com	Химический состав, механические, физические, технологические, эксплуатационные, магнитные свойства, данные обрабатываемости, металлографические изображения, диаграммы "напряжение-деформация", данные по коррозии и др.	нормативная документация, экспериментальные данные, технические каталоги, собственные БД
4	Марочник стали и сплавов, проф. Бреславский Д.В., к.т.н. Бреславская Е.А., НТУ «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина	splav-kharkov.com	Металлургические ГОСТы, область применения, зарубежные аналоги, химический состав по НТД, механические, физические, технологические свойства.	-
5	Марочник металлов и сплавов, ЗАО «Первый Машиностроительный», г. Санкт-Петербург, Россия	lbn.ru	Назначение, заменители, нормативно-техническая документация, химический состав и свойства по НТД	нормативные документы и справочники по металлам
6	Indian Materials Database, IGCAR, Kalpakam-603102, Индия	mdi.nic.in	Химический состав, механические, технологические, эксплуатационные, физические свойства, данные по коррозии, свойства поверхности, микроструктура	данные лабораторий, литературные данные
7	Kinzoku, National Institute for Materials Science, Япония	mits.nims.go.jp	Химический состав, механические свойства	-
8	Alloy Finder (from ASM Alloy Center Database), США	mio.asminternational.org/ac/	Химический состав, механические свойства, вид полуфабриката, вид обработки, источник, материалы-аналоги, стандарты и др.	справочники, нормативные документы, спецификации, листы данных производителей сплавов
9	Data Sheets & Diagrams (from ASM Alloy Center Database), США	mio.asminternational.org/ac/	Источник, год выпуска, документы с различными литературными данными	публикации ASM International, в т.ч. справочники и спецификации

Электронные марочки, содержащие данные по титановым сплавам

№ п/п	Название, автор/владелец системы	Параметры поиска (для титановых сплавов)	Формат выходных данных	Режим доступа
1	MatWeb material property data, MatWeb, LLC, США	Полнотекстовый поиск, свойства, способы обработки, химический состав, производитель, торговое наименование, UNS	html, pdf, экспорт в Excel и CAD-системы	online, бесплатный базовый, платный с доп. возможностями
2	Matmatch, Matmatch GmbH, Мюнхен, Германия	Категория, наименование, свойства, область применения, вид полуфабриката	веб-страницы, pdf	online, бесплатный
3	Total Materia, Key to Metals AG, Цюрих, Швейцария	Полнотекстовый поиск, обозначение материала, стандарт, производитель, химический состав, механические и физические свойства, специальный поиск	веб-страницы, форматы CAE, xls, xml, pdf	online, offline, платный, бесплатный пробный период
4	Марочник стали и сплавов, проф. Бреславский Д.В., к.т.н. Бреславская Е.А., НТУ «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина	Марка материала, ГОСТ, химический состав, механические, физические, технологические свойства, твердость	веб-страницы	online, бесплатный
5	Марочник металлов и сплавов, ЗАО «Первый Машиностроительный», г. Санкт-Петербург, Россия	В бесплатном режиме: название, ГОСТ, химический состав	в бесплатном режиме: веб-страницы	online, платный
6	Indian Materials Database, IGCAR, Kalpakam-603102, Индия	данные разделены на таблицы, диаграммы и микроструктуры; возможен вывод информации по конкретному свойству	веб-страницы, xml	online, свободный
7	Kinzoku, National Institute for Materials Science, Япония	номер стандарта, материал, вид полуфабриката, история обработки, химический состав, свойства	веб-страницы	online, свободный
8	Alloy Finder (from ASM Alloy Center Database), США	химический состав, механические свойства, вид полуфабриката, вид обработки, источник, материалы-аналоги, стандарты и др.	веб-страницы, csv	online, свободный
9	Data Sheets & Diagrams (from ASM Alloy Center Database), США	параметры документа и источника, в т.ч. материал, год выпуска, ключевые слова и др.	pdf	online, свободный

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

Обзор литературных данных показал, что механические свойства титановых сплавов изменяются в довольно широких пределах в зависимости от содержания легирующих элементов и примесей, структуры, фазового состава, режимов деформации и термической обработки. Для обеспечения требуемого ресурса и надежности деталей из титановых сплавов к их качеству предъявляются высокие требования, к которым следует отнести: отсутствие металлургических дефектов плавильного и деформационного происхождения; высокий уровень, однородность и воспроизводимость механических свойств, предусмотренных отраслевыми стандартами; получение требуемой структуры, являющейся интегральной характеристикой всего комплекса свойств.

Вместе с тем механические свойства партии однотипных полуфабрикатов могут значительно различаться в регламентируемых пределах. Это может быть обусловлено технологическими факторами, такими как колебания химического состава, температуры полиморфного превращения, фазового состава и структуры, сформировавшихся при обработке давлением и термической обработке; конкретными методиками и ошибками химического анализа и механических испытаний, также другими случайными факторами, которые сложно учесть. Анализ опубликованных работ показал, что влияние химического состава может быть сопоставимо с влиянием термической обработки и структуры. Влияние каждого легирующего элемента на разнообразные характеристики сплавов было исследовано на стадии становления титановой промышленности. Однако изучение зависимостей механических свойств от химического состава проводилось без учета влияния структуры или от структуры без учета химического состава (на образцах одной или разных плавок, но роль химического состава игнорировалась). В литературных источниках практически полностью отсутствуют данные о совместном влиянии и структуры, и химического состава полуфабрикатов на комплекс механических свойств полуфабрикатов.

В последние годы интенсивно развиваются расчетные методы оценки $T_{ПП}$ и свойств полуфабрикатов. В частности, такие аналитические соотношения были получены в ВИАМ, ВИЛС, ВСМПО и других НИИ, вузах, предприятиях. Полученные расчетные модели отличаются друг от друга свободными членами и коэффициентами, так как они во многом определяются конкретной технологией производства, в частности содержанием примесей в шихтовых материалах, слитках, полуфабрикатах. Этим можно объяснить одну из причин противоречий в экспериментальных результатах, которая обусловлена разной чистотой исходных материалов, использованных различными исследователями.

Обзор расчетных методов оценки T_{III} и механических свойств, приведенный выше, показывает, что в большинстве случаев такой подход для практических целей не совсем пригоден. Это обусловлено тем, что T_{III} и механические свойства имеют статистическую природу и подчиняются нормальному закону распределения. Так что их прогнозирование должно носить вероятностный характер с указанием статистической ошибки и уровня доверительной вероятности.

За последние годы разработано довольно много программных пакетов для моделирования сплавов и техпроцессов, но они основаны не на использовании промышленных данных, а на различных экспериментальных результатах и данных литературных источников. Поэтому для применения результатов моделирования в производстве необходима их корректировка с учетом технологических особенностей и технологического уровня, а также их дальнейшая проверка на практике, т.е. верификация и валидация. Корректировку можно осуществить только на основе вероятностно-статистических методов. Для этого необходимо, чтобы исходные данные были статистически достоверны и стабильны. Это означает, что для каждого вида полуфабриката, режима термической обработки, марки сплава необходимо сначала проверить, есть ли соответствие (корреляционная связь) между содержанием легирующих элементов, примесей и значениями какого-либо свойства для конкретного полуфабриката. Если разброс химического состава и свойств небольшой, то связи может и не быть вовсе. Если же разброс существенный, то необходимо определять коэффициенты корреляции, чтобы подтвердить, что такая связь существует; нужно также оценить, имеет ли такая связь физический смысл.

Брать для прогнозирования и моделирования какие-либо данные из «коллекций», выложенных в интернете, не имеет смысла, так как свойства титановых сплавов крайне сильно зависят от структуры, режима термической обработки, вида и габаритов полуфабрикатов, направления вырезки образцов (текстуры), т.е. в конечном итоге от конкретной технологии изготовления конкретного полуфабриката. Поэтому в любом случае надо начинать с тщательной подготовки исходных данных, которая включает проведение первичной статистической обработки и оценку стабильности химического состава, структуры, свойств.

Следует отметить, что в настоящее время точность компьютерного моделирования и прогнозирования в материаловедении недостаточно высока, что обусловлено неопределенностью взаимосвязей «состав – структура – свойства». Это происходит из-за довольно большого числа погрешностей, среди которых, в частности применительно к теме диссертации, можно выделить следующие:

- 1) разброс химического состава, параметров структуры и свойств материала, как в объеме изделия, так и в целой партии, связанный с вариативностью технологических режимов при производстве полуфабрикатов;
- 2) случайные погрешности измерения химического состава и физико-механических свойств материалов.

Поэтому важно учитывать статистический характер формирования конечных служебных характеристик изделия. Отсюда следует, что прогнозирование вероятностных значений свойств титановых сплавов должно быть основано на комплексном статистическом исследовании результатов производственных испытаний и промышленного контроля полуфабрикатов, изготовленных по серийным технологиям (в отличие от ранее предложенных аналогов, в которых в качестве исходных параметров использованы опубликованные литературные данные или результаты «чистых» экспериментов). Это позволяет формировать достоверные базы данных и прогнозировать механические свойства полуфабрикатов с ошибками, определяемыми современным уровнем развития производства.

Анализ научных публикаций последних десятилетий показывает, что за это время создано большое количество отечественных и зарубежных систем, содержащих данные, в том числе по титановым сплавам. Пользовательский интерфейс систем проработан в разной степени, однако есть примеры интерфейса высокого качества с большим набором инструментов (например, сравнение сплавов, выгрузка наборов данных в электронные таблицы и файлы для САД-систем и т.д.). Большая часть систем является закрытой, и в настоящее время нет предпосылок к тому, чтобы данные были выложены в общий доступ, т.к. они являются коммерческой тайной предприятий. Кроме того, важным фактором для закрытости информации является то, что титановые сплавы широко применяются в авиационной и военной промышленности. Тем не менее существуют общедоступные системы, содержащие литературные данные по сплавам гражданского назначения, сведения из нормативных документов и результаты частных исследований, что говорит о том, что часть научного сообщества готова к открытой работе с данными. Недостатком таких систем является отсутствие полного комплекта исходных данных для анализа (содержания легирующих элементов и примесей, габаритов полуфабриката, режимов деформации и термической обработки, механических свойств, параметров структуры, направления вырезки образцов и других технологических и методических подробностей).

В текущей ситуации создание ещё одной базы данных со стандартным набором функций (хранение, поиск, экспорт данных в различные форматы), по нашему мнению, все же не имеет смысла. Однако хорошим решением может стать создание открытой веб-платформы, которая могла бы не только аккумулировать данные, но и стать площадкой для построения, публикации и обсуждения математических моделей для прогнозирования свойств титановых сплавов.

Вероятностно-статистические методы можно успешно использовать не только для прогнозирования, но и для повышения качества промышленных полуфабрикатов. Для этого целесообразно выявить степень колебаний и стабильность химического состава и режимов термической обработки на формирование структуры и механические свойства полуфабрикатов.

Все вышесказанное позволяет констатировать, что установление зависимостей механических свойств деформируемых полуфабрикатов из титановых сплавов от химического состава, структуры и режимов термической обработки на основе комплексного статистического анализа результатов экспериментальных исследований, производственных испытаний и промышленного контроля полуфабрикатов, изготовленных по серийным технологиям, а также обоснование методов вероятностного прогнозирования свойств и разработка рекомендаций для повышения качества полуфабрикатов является актуальной научной и практической задачей.

Цель работы в установлении статистических закономерностей влияния химического состава, режимов термической обработки, структуры на механические свойства прутков и поковок из титановых сплавов и обосновании регрессионных моделей для вероятностного прогнозирования комплекса свойств и повышения качества полуфабрикатов.

Глава 2. Объекты и методы исследования

2.1. Объекты исследования

В качестве объектов исследования использовали слитки, прутки, поковки, плиты, изготовленные по промышленным технологиям в 1970-85 и 2000-2016 годах (табл. 2.1.1) и литературные данные [2-24; 30-35; 41-52; 56-62; 66; 71; 73; 75; 97; 98; 105-119; 124; 125; 131; 136-139; 144; 145; 180; 181].

Таблица 2.1.1

Объекты исследования

Сплав	Вид полуфабриката	Кол-во образцов	Направление вырезки образцов	Термическая обработка
BT1-00, BT1-0, Grade 2, Grade 4, BT5, BT5-1, OT4, BT20, BT6, BT6C, Grade 5, Grade 23, BT3-1, BT8, BT9, BT14, BT16, BT23, BT22, BT15, Ti-10-2-3.	Слитки	более 6000	-	-
BT6, BT6C, BT6к, Grade 5, Grade 23	Кованые прутки 14x14мм; катаные прутки Ø14 мм	256	продольное	Отжиг 750-850 °С, 1 ч, воздух
BT6	Прессованные прутки Ø14-40 мм	16	продольное	Отжиг 750-850 °С, 1-2 ч, воздух
	Кованые поковки одного типоразмера	36	поперечное	Отжиг 750-850 °С, 2-3 ч, воздух
	Штампованные поковки одного типоразмера	1261	тангенциальное	Двойной отжиг 930-950 °С, 2 ч, вода, 750 °С, 2 ч, воздух
	Катаные прутки Ø15-150 мм	191	продольное	Отжиг 600-920 °С, 0,33-3 ч, воздух
BT6ч	Плиты толщиной 30 мм	12	продольное	Отжиг 800 °С, 1 ч, воздух
Grade 5	Кованые прутки Ø70-90 мм	32	продольное	Отжиг 750-850 °С, 2-3 ч, воздух
BT3-1	Штампованные поковки, 13 типоразмеров	383	продольное, поперечное	Изотермический отжиг 920-960 °С, 1-3 ч, + 550-650 °С, 2 ч, воздух
Ti-10V-2Fe-3Al	Штампованные поковки одного типоразмера	1560	тангенциальное	Закалка 763-798 °С, 3 ч., вода + старение 500-515 °С, 8 ч., воздух

2.2. Методика проведения исследований

2.2.1. Методика проведения производственных испытаний

Термическая обработка всех деформированных полуфабрикатов, кроме катаных прутков диаметром 15-150 мм сплава BT6 (см. п. 2.2.2), была проведена по промышленным режимам в соответствии с производственными инструкциями. Режимы термической обработки (отжиг, закалка + старение) приведены в табл. 2.1.1. Температура полиморфного превращения слитков

была определена методом пробных закалок. Контроль микроструктуры полуфабрикатов был проведен в соответствии с инструкциями ВИАМ №685-76, ПИ 1.2.587-02 [74; 186].

Для прутков контролировали временное сопротивление разрыву σ_b , условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ , поперечное сужение ψ , ударную вязкость КСУ, диаметр отпечатка $d_{отп}$; для поковок сплавов ВТ6 и ВТЗ-1 – кратковременные свойства при растяжении (кроме $\sigma_{0,2}$), ударную вязкость КСУ и КСТ, диаметр отпечатка $d_{отп}$; для поковок сплава 10-2-3 - кратковременные свойства при растяжении и вязкость разрушения K_{IC} . От каждого прутка или поковки испытывали по 2-5 образцов. Для поковок механические свойства сплавов определяли на образцах, вырезанных в продольном, поперечном или хордовом (тангенциальном) направлении из технологического припуска. Механические испытания на растяжение и ударную вязкость проводили в соответствии с ГОСТ 1497-61, ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9454-78, ГОСТ 9012-59, ASTM E 8. Вязкость разрушения определяли в соответствии с ГОСТ 25-506-85 на образцах на внецентренное растяжение толщиной $t=25$ мм.

2.2.2. Методика проведения исследований катаных прутков диаметром 15-150 мм сплава ВТ6*

В работе применяли следующие методы экспериментальных исследований: металлографический анализ, кратковременные механические испытания на растяжение и ударную вязкость, измерение твердости. Исследования проводили на образцах, вырезанных из катаных прутков 69 плавок. 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 определения твердости; 2) $\varnothing 5 \times 25$ мм - для проведения кратковременных испытаний на разрыв по ГОСТ 1497-84, тип IV; 4) $11 \times 11 \times 55$ мм - для проведения испытаний на ударную вязкость по ГОСТ 9454-78, тип 1 с концентратором вида U.

Температуру полиморфного превращения слитков разного химического состава оценивали методом пробных закалок. Для этого 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, скорость охлаждения выше 30 К/с.

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

В качестве термической обработки образцов из прутков сплава ВТ6 применяли простой отжиг. Режимы отжига приведены в табл. 2.1.1. Нагрев образцов проводили в воздушной атмосфере в электропечи СНОЛ - 2.2,5.1,8/10-ИЗ (до 1000°C). Для охлаждения образцы извлекали из рабочего пространства нагретой печи и охлаждали при комнатной температуре со скоростью 10 К/с.

Образцы для металлографического анализа готовили по стандартной методике [188]. Образцы подвергали шлифовке наждачной бумагой различных номеров (от №40 до №М14) и окончательной электрополировке в стеклянном водоохлаждаемом сосуде. В качестве катода использовали аустенитную нержавеющую сталь, анодом служил образец; напряжение на электродах 35–50 В. Для электрополировки использовали электролит следующего состава: 4 частей уксусной кислоты (CH_3COOH , плотность 1 г/см^3) и 1 части хлорной кислоты (HClO_4 , плотность $1,6\text{ г/см}^3$). 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 5–10сек, 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, который позволяет проводить количественную оценку различными методами. Определяли толщину α -пластин, размер α -глобулей, число частиц первичной α -фазы методом секущих. Оценивали балл макроструктуры в соответствии со стандартной 10-балльной шкалой и балл микроструктуры – по 9-балльной шкале в соответствии с инструкцией ВИАМ №685-76.

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 (ККУ) проводили при комнатной температуре в соответствии с ГОСТ 9454-78 на маятниковом копёре ПСВ-30. Твердость по методу Роквелла измеряли на приборе BUEHLER 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. Экспериментальные данные обрабатывали методами математической статистики [104]. Величины абсолютной и относительной ошибки опыта по основным методам исследования, рассчитанные с доверительной вероятностью $\alpha = 0,95$, приведены в таблице 2.2.1. В том случае, если ошибка метода определяется погрешностью прибора, то для него в таблице приведена абсолютная ошибка, а если ошибка метода зависит от абсолютной величины измеряемого параметра – относительная.

Таблица 2.2.1

Абсолютная и относительная ошибка опыта

Измеряемая величина	Условное обозначение	Абсолютная ошибка, %	Относительная ошибка, %
Температура нагрева	t_H	5°C	–
Твердость	HRC	1 отн.ед.	–
Условный предел текучести	$\sigma_{0,2}$	10 МПа	–
Временное сопротивление разрыву	σ_B	10 МПа	–
Относительное удлинение	δ	–	5
Относительное сужение	ψ	–	5

2.2.3. Методика проведения статистических исследований

Исходными данными для статистического анализа послужили литературные данные, результаты производственных испытаний, промышленного контроля и собственных экспериментальных исследований. Статистический анализ проводили в программах Stadia 7, Statistica 10, а также средствами языка Python (библиотеки pandas, seaborn, numpy, matplotlib и другие) [104; 129]. Исходные данные были представлены в различных форматах, в т.ч. в виде таблиц и текстовых файлов .xls, .xlsx, .doc, .docx, .pdf а также в виде графических файлов и на бумажных носителях. Данные производственных испытаний не были упорядочены, содержали выбросы и неструктурированные текстовые значения. После обработки все материалы были преобразованы в таблицы .xlsx с атомарными* значениями в каждой ячейке.

*атомарное значение – в теории баз данных неделимое, не требующее дополнительного деления на части значение.

Для статистического анализа было отобрано 49 факторов:

- 1) Содержание в сплавах легирующих элементов и примесей (Al, V, Fe, Mo, C, O, N, H, Si, Zr, Cr, Sn, Mn, Ni, Y), сумма всех нерегламентированных примесей – 16 факторов.
- 2) Содержание легирующих элементов и примесей, выраженное через структурные и прочностные эквиваленты по алюминию и молибдену по соотношениям (1.1.1), (1.1.2), (1.2.3), (1.2.4) – 4 фактора.
- 3) Содержание легирующих элементов и примесей, выраженное через сумму структурных или прочностных эквивалентов по алюминию и молибдену – 2 фактора.
- 4) Температура полиморфного превращения $T_{ПП}$, Ac_3 – 1 фактор.
- 5) Режимы отжига (температура, продолжительность) – 2 фактора.
- 6) Разность между $T_{ПП}$ и температурой отжига – 1 фактор.
- 7) Режимы закалки и старения (температура нагрева под закалку, температура старения) – 2 фактора.
- 8) Разность между $T_{ПП}$ и температурой закалки – 1 фактор.
- 9) Количество первичной α -фазы n_α и метастабильной β -фазы n_β – 2 фактора.
- 10) Балл микроструктуры, тип микроструктуры прутков сплава ВТ6 – 2 фактора.
- 11) Тип и подтип структуры поковок сплава ВТ3-1 - 2 фактора.
- 12) Параметры структуры: размер α -глобулей, толщина пластин первичной и вторичной α -фазы; длина частиц α -фазы – 4 фактора.
- 13) Механические свойства (условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление разрыву σ_b , относительное удлинение δ , поперечное сужение ψ , вязкость разрушения K_{IC} , ударная вязкость КСУ и КСТ, твердость по Роквеллу HRC, твердость по Бринеллю (диаметр отпечатка $d_{отп}$) - 9 факторов.
- 14) Диаметр прутка для сплава ВТ6 – 1 фактор
- 15) Год выпуска полуфабрикатов – 1 фактор.

Статистические исследования включали в себя следующие этапы:

1. Первичная статистическая обработка. Для каждого фактора определяли диапазон изменения, размах, выборочное среднее \bar{x} , дисперсия $D(x)$, стандартное отклонение S , ширина трехсигмового интервала $6S$, коэффициент вариации γ . Было проведено выявление и отсеивание сильно выделяющихся значений. Построены гистограммы с полями допуска, проведена проверка нормальности распределения.
2. Проверка статистической гипотезы о равенстве математических ожиданий и дисперсий при сравнении средних значений механических свойств и химического состава полуфабрикатов в разные годы.

3. Оценка стабильности химического состава и механических свойств (проводили с помощью гистограмм, дисперсии, стандартного отклонения, коэффициента вариации, трехсигмового интервала).
4. Корреляционно-регрессионный анализ для исследования зависимости механических свойств от химического состава, балла, типа, подтипа и параметров микроструктуры, режимов термической обработки, а также взаимосвязи механических свойств. Для этого проводили анализ парных и множественных корреляций R , строили диаграммы рассеяния и корреляционные матрицы. Определяли долю вариации свойств, обусловленную разными факторами: $\gamma_v = R^2 \cdot 100\%$.

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

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

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

а также многофакторные полиномиальные линейные и нелинейные зависимости:

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

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

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. 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.

Глава 3. Статистические исследования температуры полиморфного превращения и механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов

3.1. Статистическое исследование температуры полиморфного превращения слитков титановых сплавов разных классов

Цель данного этапа работы состояла в статистическом исследовании зависимости температуры полиморфного превращения ($T_{ПП}$, As_3) титановых сплавов от химического состава (содержания легирующих элементов, примесей, структурных эквивалентов по алюминию и молибдену) и статистическом обосновании вероятностных методов прогнозирования $T_{ПП}$ промышленных слитков. Статистические исследования проводили с использованием как литературных данных [73; 105-119], так и результатов промышленного контроля полуфабрикатов, изготовленных по серийным технологиям на различных предприятиях. Объектами исследования послужили более 3000 промышленных слитков титановых сплавов разных классов, изготовленных в 1970-85 и 2000-2015 годах: VT1-00, VT1-0, Grade 2, VT5-1, OT4, VT20, VT6, VT6C, Grade 5, Grade 23, VT3-1, VT8, VT9, VT14, VT16, VT23, VT22, VT15, VST2, Ti-10-2-3. Часть слитков была дополнительно легирована кислородом. По данным статистического анализа диапазон и средние значения основных легирующих компонентов практически всех исследованных слитков находятся в пределах, установленных нормативной документацией. Коэффициент вариации лежит в интервале 1-6%, что свидетельствует о достаточно высокой однородности химического состава слитков в пределах марки сплава. В 2000-2015 гг. сузился разброс содержания алюминия и других легирующих компонентов, повысилась однородность слитков по сравнению с 1970-ми гг., при этом практически для всех исследованных сплавов среднее содержание алюминия, диапазон значений и «трехсигмовый» интервал сдвинулись к верхнему пределу поля допуска на ~0,3-0,5 % масс. (рис. 3.1.1, а, б). Для всех слитков, не легированных кислородом, и в 1970-х, и в настоящее время наблюдаются значительные колебания содержания примесей (коэффициент вариации $V=15-50$ %), что значительно превышает требования Руководства Р СЦМ-04-2010 ($\leq 15\%$) [95].

Для частных партий сплавов одной марки была статистически проанализирована зависимость $T_{ПП}$ от года выпуска. Хотя можно отметить слабую тенденцию повышения $T_{ПП}$ с 2000 по 2014 год (рис. 3.1.2), в целом в период с 1970 по 2014 отмечается снижение $T_{ПП}$, коэффициенты корреляции между $T_{ПП}$ и годом изготовления слитков равны $-0,65 \div -0,75$. Трехсигмовый интервал сдвинулся в сторону меньших значений (рис. 3.1.1 (в, г)), а среднее значение снизилось на 20-30 °С, несмотря на то, что в слитках наблюдается рост содержания алюминия. Это, скорее всего, связано с повышением чистоты титановой губки. Так, среднее

содержание кислорода и азота уменьшилось почти в 2,0-2,2 раза: с 0,12-0,13 до 0,05-0,06 % м. и с 0,02 до 0,01 % м. соответственно, а содержание углерода – в 1,5-2 раза (табл. 3.1.1). Это привело к уменьшению суммарного содержания примесей, выраженного через эквивалент по алюминию $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, с $\sim 2,0$ до $\sim 1,0\%$. Стандартное отклонение для $T_{\text{ПП}}$ и, соответственно, величина трехсигмового интервала, немного снизились в 2000-х по сравнению с 1970-ми годами. В настоящее время фактический разброс $T_{\text{ПП}}$ для различных частных партий слитков, не легированных кислородом, составляет 30-60 °С, стандартное отклонение – 10-15 °С и, соответственно, ширина трехсигмового интервала – 60-75 °С.

Таблица 3.1.1

Содержание примесей и температура полиморфного превращения слитков титановых сплавов ВТ6 и ВТ3-1, выплавленных с 1970 по 2014 гг.

Сплав	Год	Количество слитков	О, %	N, %	С, %	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, %	$T_{\text{ПП}}$, °С	
							среднее	S***
ВТ3-1	1970-1975	223	0,12	0,02	0,025	1,85	990	15
	1980-1985	125	0,08	0,02	0,02	1,4	978	8
	2000-2011	67	0,055	0,01	0,02	0,95	972	10
	2005-2011	278*	0,12	0,005	0,013	1,43	985	6
ВТ6	1970-1985	245	0,13	0,022	0,03	2,04	994	12
	2005-2014	86	0,05	0,01	0,02	0,9	963	10
	2000-2002	70*	0,15	0,01	0,02	1,9	995	7
	1999	100**	0,16	0,01	0,01	1,9	982	5

Примечания: * - микролегирование кислородом, слитки 2ВДП; ** - микролегирование кислородом, слитки 3ВДП; *** S - стандартное отклонение.

Дополнительное легирование кислородом слитков, изготовленных в 2000-х годах, привело к повышению средней температуры полиморфного превращения до уровня 1970-1980 годов (табл. 3.1.1). Для этих слитков наблюдается более высокая однородность $T_{\text{ПП}}$: размах составляет 20-30 °С, стандартное отклонение – 5-10 °С и, соответственно, ширина трехсигмового интервала – 30-60 °С (рис. 3.1.1).

На основе корреляционного анализа зависимости $T_{\text{ПП}}$ от химического состава слитков было установлено, что коэффициент множественной корреляции R существенно зависит от однородности химического состава в объеме частной партии (табл. 3.1.2). В том случае, когда «трехсигмовый» интервал $6S$, характеризующий суммарные колебания легирующих элементов и примесей, выраженные через эквиваленты по алюминию и молибдену $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, менее $\sim 2,4\%$, а стандартное отклонение S менее $\sim 0,4\%$, коэффициент множественной корреляции R принимает значения, меньшие 0,5, и является статистически незначимым (рис. 3.1.3).

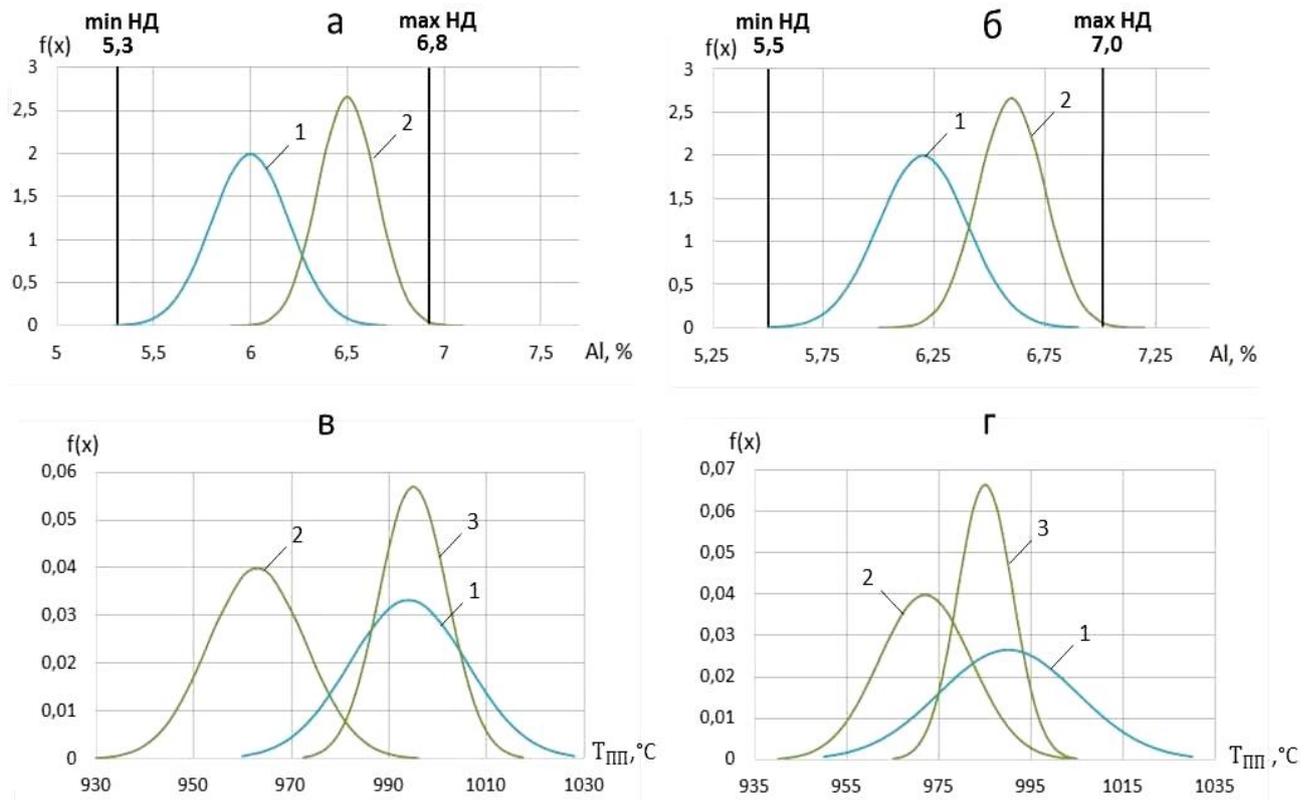


Рисунок 3.1.1 – Нормальные кривые для содержания алюминия (а, б) и температуры полиморфного превращения (в, г) в слитках титановых сплавов ВТ6 (а, в) и ВТ3-1 (б, г): 1 – 1970-1975, 2 – 2000-2014 (без микролегирования кислородом), 3 - 2000-2014 (с микролегированием кислородом): min НД и max НД – минимальное и максимальное содержание алюминия по нормативной документации.

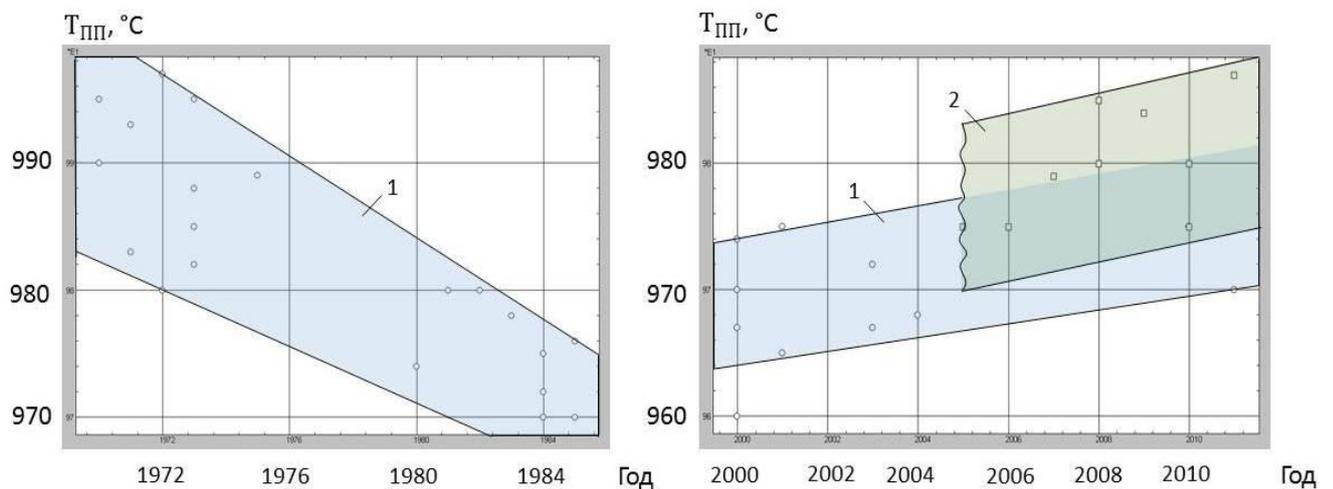


Рисунок 3.1.2 – Зависимость температуры полиморфного превращения слитков титанового сплава ВТ3-1 от года выпуска: 1 – без микролегирования кислородом, 2 – с введением в шихту рутила (с микролегированием кислородом)

Результаты корреляционного анализа зависимости $T_{ПП}$ от эквивалентов по алюминию и молибдену $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$ и $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$

Сплав	Кол-во слитков	Стандартное отклонение S			$T_{ПП}, ^\circ C$	R*	Доля вариации, $R^2 \cdot 100\%$
		$[Al]_{ЭКВ}^{СТР}, \%$	$[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}, \%$	$[Al]_{ЭКВ}^{СТР} + [Mo]_{ЭКВ}^{СТР}, \%$			
BT20	25	0,32	0,35	0,58	16	0,51	26
BT9	18	0,29	0,14	0,28	10	0,44	19
Grade 5	26	0,35	0,21	0,41	7	0,31	10
	160**	0,65	1,10	1,4	20	0,68	46
	186*****	0,25	0,28	0,48	11	0,53	28
BT6	245	0,56	0,22	0,68	12	0,58	34
	86	0,45	0,16	0,40	9	0,33	11
	70**	0,35	0,21	0,38	7	0,35	12
	99***	0,54	0,20	0,60	10	0,65	42
	100**	0,21	0,11	0,23	5	0,25	6
	530*****	0,26	0,27	0,51	9	0,56	31
BT3-1	348	0,30	1,00	1,2	15	0,82	67
	67	0,16	0,20	0,28	10	0,16	3
	278**	0,20	0,26	0,41	6	0,41	17
	10****	0,90	1,10	1,5	25	0,92	85
	703*****	0,27	0,38	0,52	8	0,57	33

Примечание: * – жирным выделены значимые коэффициенты множественной корреляции, ** – микролегирование кислородом, слитки ВДП; *** – часть слитков микролегирована кислородом; **** – слитки легированы кислородом и основными компонентами по минимуму и максимуму диапазона легирования [84]; ***** – объединены все слитки сплава.

Изменение химического состава в таких довольно узких пределах не влияет на $T_{ПП}$ слитков, а на колебания $T_{ПП}$ в большей степени влияют другие случайные факторы, в частности, конкретные методики измерения $T_{ПП}$, неоднородность химического состава слитков и образцов, человеческий фактор и т.д. Если разница между максимальными и минимальными значениями $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$ и $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$ достигает $6S = 4\%$ и более, а стандартное отклонение превышает $\sim 0,7\%$, то коэффициент корреляции является значимым и принимает значения $R > 0,5$, что свидетельствует о том, что между исследуемыми факторами наблюдается устойчивая статистическая связь. В этом случае доля вариации $T_{ПП}$, обусловленная влиянием химического состава, выраженного через эквиваленты по алюминию и молибдену, составляет более 25%. При $S \approx 0,4-0,7\%$ коэффициент множественной корреляции лежит в интервале «нестабильности» и может принимать значения $R \approx 0,3-0,7$, которые со статистической точки зрения могут быть как значимыми, так и незначимыми. Поэтому для стабилизации разброса $T_{ПП}$ в пределах партии однотипных слитков, изготовленных из одного сплава, необходимо, чтобы величина суммарных колебаний химического состава, эквивалентного алюминию и молибдену, была на уровне $6S \leq 2,5\%$ ($S \leq 0,4\%$).

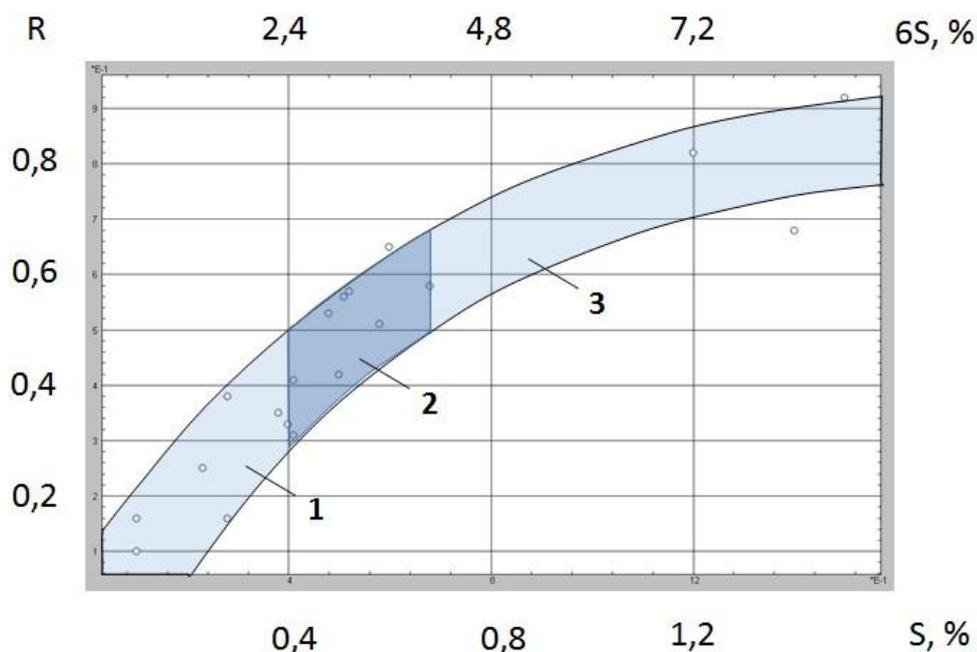


Рисунок 3.1.3 – Зависимость коэффициента множественной корреляции R (между $T_{ПП}$ слитков титановых сплавов и химическим составом) от однородности химического состава: 1 – область незначимости коэффициента корреляции; 2 – область нестабильности коэффициента корреляции; 3 – область значимости коэффициента корреляции; S – стандартное отклонение химического состава, выраженного как $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} + [Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$.

В табл. 3.1.3 и 3.1.4 приведены результаты корреляционно-регрессионного анализа зависимости $T_{ПП}$ от химического состава и диапазоны изменения факторов для объединенной партии, содержащей слитки всех исследованных сплавов. В работе было проведено сравнение различных линейных и нелинейных регрессионных моделей, полученных для частных партий слитков. Зависимости $T_{ПП}$ от содержания легирующих элементов и примесей для разных статистических массивов отличаются друг от друга. Вместе с тем при сравнении моделей, содержащих эквиваленты по алюминию и молибдену, было установлено, что эти интегральные характеристики обладают большей статистической устойчивостью, при этом корреляционная связь $T_{ПП}$ с эквивалентом по алюминию более сильная по сравнению с эквивалентом по молибдену (табл. 3.1.3). Коэффициенты регрессии, характеризующие влияние на $T_{ПП}$ эквивалентов по алюминию и молибдену, для различных частных массивов приблизительно одинаковы в сопоставимых интервалах концентраций химических элементов.

Наиболее сильные парные корреляции с $T_{ПП}$ обнаружены для алюминия и структурных эквивалентов по алюминию и молибдену. Также было получено несколько адекватных статистических моделей с высокими значениями формальных статистических характеристик: коэффициента множественной корреляции R , коэффициента детерминации R^2 , стандартной ошибки модели S (табл. 3.1.4). В соответствии с линейной моделью (2) $T_{ПП}$ повышается на 18-20 °С с увеличением на 1 %м. суммарного содержания α -стабилизаторов и нейтральных

упрочнителей, эквивалентного алюминию. Увеличение на 1 %м. суммарного содержания β -стабилизаторов, эквивалентного молибдену, приводит к снижению $T_{ПП}$ на $\sim 8-10$ °С. Нелинейная модель (3) имеет более высокие статистические характеристики, но расчетные значения $T_{ПП}$ очень близки к модели (2). Свободный член t_0 лежит в интервале $\sim 850-950$ °С, отличается для различных сплавов и зависит от содержания неучтенных примесей, взаимодействия легирующих элементов и примесей между собой и т.п., поэтому t_0 можно представить в виде: $t_0 = k \cdot 882$, где $k \approx 0,96 \div 1,06$ – эмпирический (поправочный) коэффициент, который в конечном итоге зависит от конкретной технологии изготовления слитка и может быть определен на основе данных статистического контроля.

На основе обобщения литературных и промышленных данных, а также результатов собственных исследований, построена диаграмма в координатах « $T_{ПП}$ – эквивалент по молибдену - эквивалент по алюминию» при $t_0 = 882$ °С (рис. 3.1.4). На диаграмме выделены области, характеризующие фактический средний разброс химического состава и $T_{ПП}$ для различных отечественных титановых сплавов.

Таблица 3.1.3

Диапазон изменения исследуемых факторов и коэффициенты* парной корреляции
между $T_{ПП}$ (°C) и химическим составом (% масс.) слитков

Факторы	Al	Mo	Zr	Si	V	Cr	Fe	Mn	Sn	O	N	C	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР}	[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР}	$T_{ПП}$
Диапазон	0-8	0-8	0-11	0-0,5	0-16	0-10	0-5	0-2	0-2	0-0,25	0-0,04	0-0,08	0-11	0-25	730-1060
Коэффициент линейной корреляции	0,71	-0,67	-0,2	-0,5	-0,57	-0,6	-0,5	-0,4	0,1	0,7	0,68	0,65	0,83	0,81	-
Коэффициент нелинейной ** корреляции	0,86	0,72	0,25	0,53	0,62	0,65	0,68	0,55	0,12	0,7	0,7	0,7	0,85	0,83	-

Примечание: * - жирным выделены значимые коэффициенты корреляции; ** - параболическая зависимость.

Таблица 3.1.4

Результаты регрессионного анализа зависимости $T_{ПП}$ слитков титановых сплавов от содержания легирующих элементов
и структурных эквивалентов по алюминию и молибдену

№	Регрессионная модель	R	R ²	S _м , °C
1	$T_{ПП} = t_0 + 20 \cdot Al - 10 \cdot Mo - 10 \cdot V - 16 \cdot Cr - 20 \cdot Fe - 15 \cdot Mn + 200 \cdot O + 400 \cdot C + 550 \cdot N$	0,78	0,6	30
2	$T_{ПП} = t_0 + (18,6 \pm 0,7) \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} - (8,9 \pm 0,3) \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$	0,92	0,85	20
3	$T_{ПП} = t_0 + (20 \pm 0,8) \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} - (0,23 \pm 0,05) \cdot ([Al]_{ЭКВ}^{СТР})^2 - (10,3 \pm 0,6) \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} + (0,44 \pm 0,5) \cdot ([Mo]_{ЭКВ}^{СТР})^2$	0,98	0,96	15

Примечание: S_м - статистическая ошибка модели.

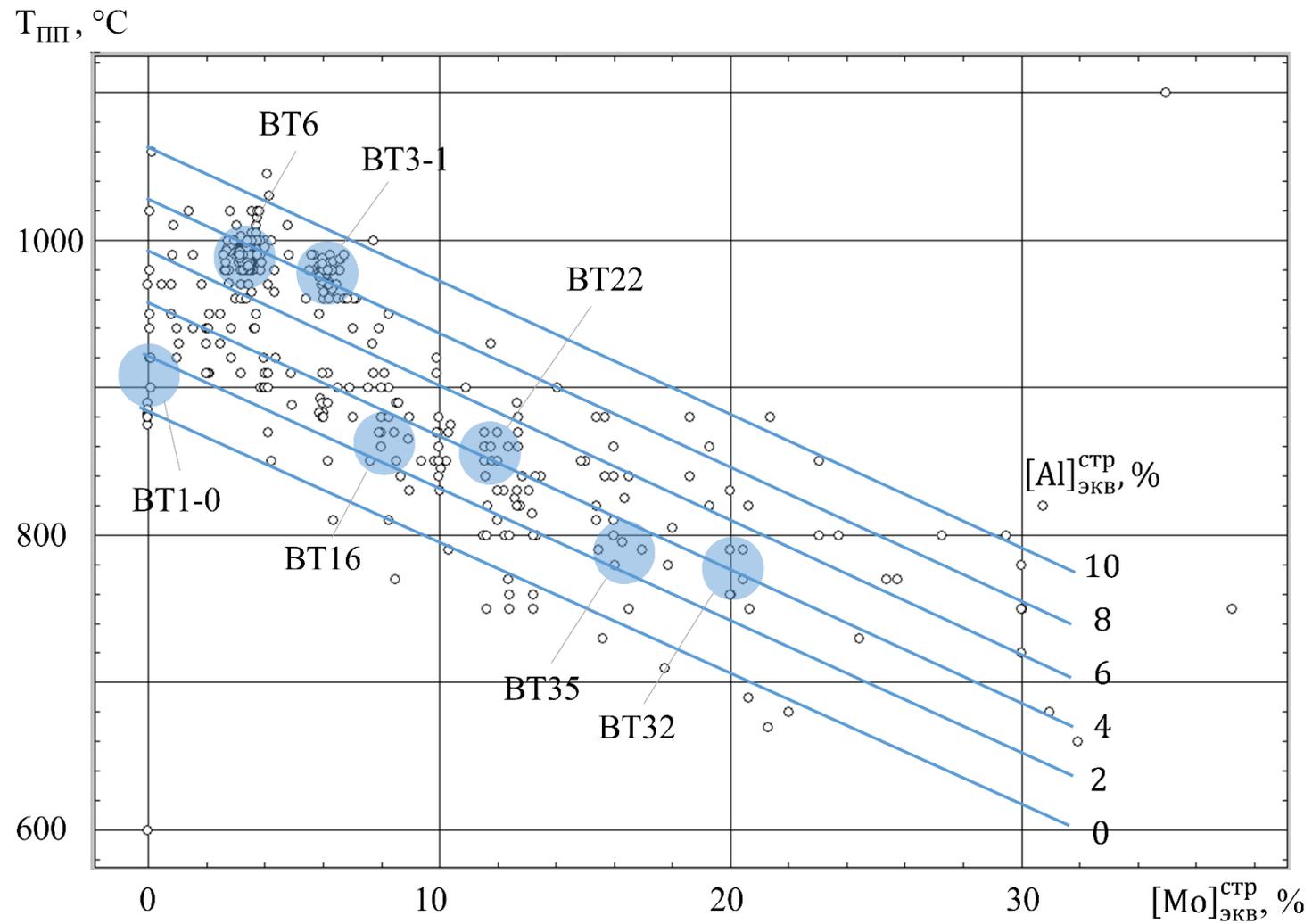


Рисунок 3.1.4 – Диаграмма « T_{III} – эквивалент по Мо – эквивалент по Al» при $t_0 = 882$ °C

3.2. Статистическое исследование химического состава и механических свойств промышленных полуфабрикатов из $\alpha+\beta$ -титановых сплавов

3.2.1. Влияние микролегирования кислородом на механические свойства прутков титановых сплавов

В последние годы кислород стали считать не вредной примесью, а полезной и дешевой легирующей добавкой, повышающей прочность титановых сплавов без существенного снижения пластичности (в интервале концентраций 0,1-0,4% м.) [122; 123]. В частности, для зарубежных марок технического титана Grade 2 и Grade 4 содержание кислорода допускается в пределах $\leq 0,2\%$ и $\leq 0,4\%$ соответственно, для титанового сплава Grade 5 (Ti-6Al-4V) – не более 0,2%. В отечественных государственных и отраслевых стандартах также установлены повышенные (целевые) содержания кислорода для технического титана марки ВТ1-0 и некоторых титановых сплавов. В итоге максимально допустимое содержание кислорода в отечественных сплавах может достигать 0,2%. В настоящее время на предприятиях отрасли около половины всех выплавляемых слитков легируется кислородом [124].

В работе были проведены статистические исследования химического состава и механических свойств прутков титановых сплавов разных марок, изготовленных по промышленной технологии с 1970 по 2015 г: ВТ1-00, ВТ1-0, ПТЗ-В, Grade 1, Grade 2, Grade 3, Grade 4, Grade 5, Grade 23, ВТ6С, ВТ6ч, ВТ6, ВТ3-1. Часть слитков была дополнительно легирована кислородом путем введения в шихту рутила. Все исследованные полуфабрикаты были подвергнуты отжигу по стандартным режимам.

Как было указано выше (п. 3.1.), с 1970-х по 2015 гг. среднее статистическое содержание кислорода и азота в слитках уменьшилось почти в 2,0 - 2,5 раза (табл. 3.1.1, 3.2.1). Как и следовало ожидать, уменьшение содержания кислорода и азота привело к снижению временного сопротивления разрыву (в среднем на 50-100 МПа) по сравнению с 1970-ми гг. (табл. 3.2.2), при этом часть значений выпадает за нижний предел поля допуска по нормативной документации. Относительное удлинение и поперечное сужение повысились в среднем на 5-15%, а ударная вязкость на 0,2-0,5 МДж/м². Это может быть обусловлено снижением твердости и предела прочности титановой губки из-за повышения ее чистоты [52]. Для того чтобы компенсировать потерю прочности сплавов, большинство слитков в 2000-х годах были легированы алюминием и другими компонентами по верхнему пределу диапазона легирования, а часть слитков была выплавлена с дошихтовкой рутилом. Для полуфабрикатов, легированных кислородом, значения предела прочности сопоставимы с данными 1970-80-х гг. Так, например, легирование технического титана марки ВТ1-0 кислородом в количестве 0,15% привело к повышению прочности с 430 (при 0,06% кислорода) до 540 МПа (табл. 3.2.2).

Среднее содержание примесей (% м.) в слитках* титановых сплавов (1970-2015 гг.)

Год	C	Fe	Si	O	N	H	Zr
1970	0,025	0,115	0,044	0,110	0,021	0,005	-
2000	0,023	0,127	0,042	0,074	0,014	0,005	0,02
2009	0,022	0,090	0,028	0,065	0,010	0,004	0,01
2011	0,022	0,094	0,032	0,058	0,010	0,004	0,01
2015	0,020	0,090	0,030	0,060	0,008	0,004	0,01

Примечание: * - 2563 слитка без микролегирования кислородом.

Таблица 3.2.2

Механические свойства прутков \varnothing 14 мм из титановых сплавов (в отожженном состоянии)

Сплав	Год	Кол-во слитков	O, %	Al, %	N, %	σ_b , МПа			δ , %	ψ , %
			Среднее по факту			Мин. по НД	Мин. факт.	Среднее факт.	Среднее факт.	
BT1-0	1970	565	0,140	0,44	0,02	400	404	475	26	62
	2000	24	0,060	-	0,01	400	392	430	36	68
	2000**	220	0,150	-	0,01	400	455	540	22	59
Grade 4	2000**	20	0,340	-	0,03	550	653	810	23	46
ПТ3-В	2000**	25	0,150	4,0	0,01	630	690	750	18	39
BT6	1970	201	0,110	6,06	0,02	950	987	1048	12	48
	2000	30	0,060	6,38	0,01	950	904	964	14	43
Grade 5	2000**	90	0,150	6,45	0,01	950	947	1000	13	42
	2011**	10	0,200	6,32	0,01	950	953	1085	11	39
BT3-1	1970	778	0,120	6,03	0,02	1000	1072	1115	15	39
	2000	95	0,060	6,56	0,01	1000	1067	1085	16	43
	2010	53	0,055	6,48	0,01	1000	1033	1065	16	44

Примечание: * принято $1 \text{ кгс/мм}^2 = 10 \text{ МПа}$; ** - микролегирование кислородом.

В данной работе также были исследованы механические свойства прутков из сплава BT6 с содержанием кислорода 0,04-0,2% (рис.3.2.1). Прутки были изготовлены в 2000-2014-х годах с дошихтовкой рутилом и без нее. Легирование 0,2% кислорода привело к повышению прочности прутков в среднем до 1085 МПа. По результатам регрессионного анализа было установлено, что увеличение кислорода до 0,25% позволяет получить прогнозируемый предел прочности ~ 1100 МПа, поперечное сужение $\sim 32\%$, относительное удлинение $\sim 12\%$, ударную вязкость $\sim 0,45 \text{ МДж/м}^2$. Как видно из рис. 3.2.1, легирование кислородом свыше 0,25% вряд ли целесообразно, так как это приводит к снижению пластических свойств ниже допустимых значений. Кислород сильно снижает пластические свойства титана в области малых концентраций (до $\sim 0,15\%$): 0,1% кислорода приводит к снижению относительного удлинения на $\sim 5-10\%$. В интервале концентраций от 0,15 до 0,5% кислород меньше влияет на пластичность титана: 0,1% кислорода снижает δ на $\sim 3-4\%$. Степень влияния 0,1% м. кислорода на относительное удлинение сплавов Ti-6Al-4V несколько ниже и составляет 1,5-2,0 %.

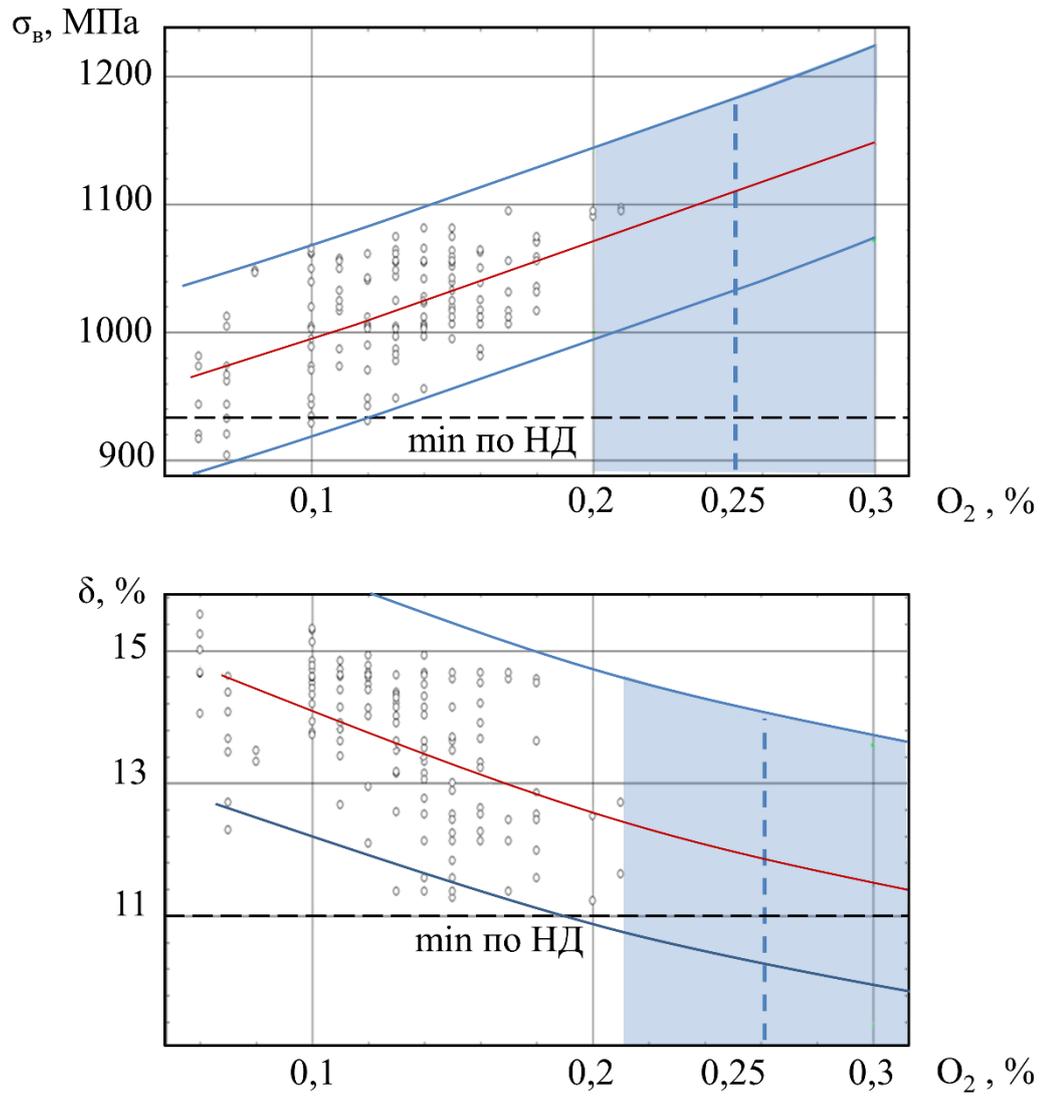


Рисунок 3.2.1. – Зависимость механических свойств прутков диаметром 14 мм из сплава ВТ6 от содержания кислорода

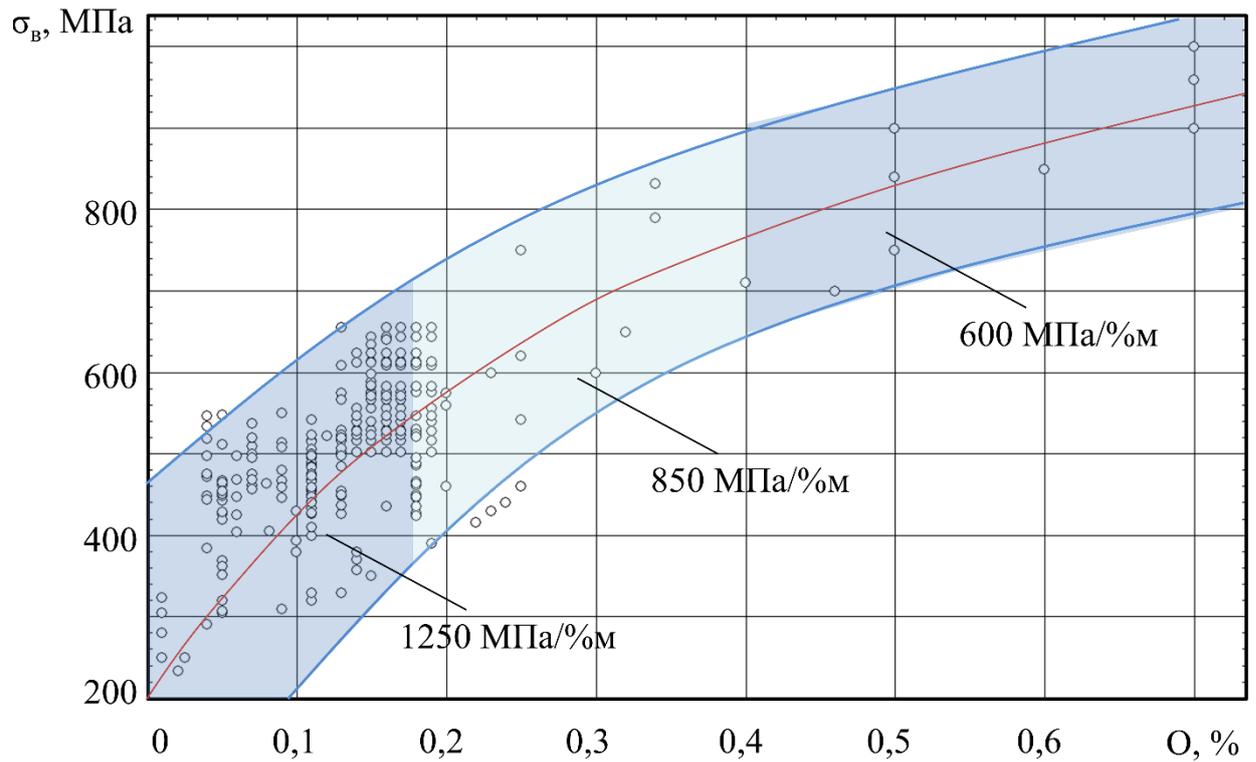
Необходимо отметить, что влияние кислорода по-разному проявляется на свойства титановых сплавов с различной структурой [137]. Неоднозначность влияния может быть обусловлена тем, что кислород оказывает действие на ряд параметров, в частности, приводит к уменьшению размера зерна и α -колоний. Легирование кислородом дает возможность разрабатывать сплавы экономного легирования на основе стандартных марок технического титана, для изготовления которых можно использовать низкосортную губку и рутил. Вместе с тем, содержание кислорода в техническом титане должно быть ограничено определенными пределами, так как при концентрациях более $\sim 0,6\%$ кислород резко снижает характеристики пластичности [74, 97]. Для повышения прочностных характеристик титановых сплавов неотвественного назначения целесообразно легирование кислородом до $\sim 0,25\%$. Однако при существующем технологическом разбросе статистическое содержание кислорода в слитках следует установить на уровне $\sim 0,2 - 0,22\%$ для исключения брака по верхнему пределу. Микролегирование кислородом сплавов типа Ti-6Al-4V возможно только при условии соблюдения требования: $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$. Пластические свойства и трещиностойкость сплавов, легированных кислородом, при этом могут быть повышены путем формирования оптимального структурного состояния и поддержания на минимальном уровне азота и углерода [41; 137].

На основе литературных [2; 3; 41; 42; 52; 56; 60; 71; 75; 97; 124; 125; 131; 137-139; 145; 180; 181] и производственных данных в работе была проведена статистическая оценка влияния содержания кислорода на механические свойства титана (иодидный, электролитический, магниетермический титан, BT1-00, BT1-0, Grade1, Grade2, Grade 3, Grade 4) и сплавов типа Ti-6Al-4V (BT6C, BT6ч, BT6, Grade 23, Grade 5). Содержание кислорода в титане изменялось от 0,01% до 0,7%, в сплавах Ti-6Al-4V – от 0,05 до 0,22 % м. Было установлено, что в области малых концентраций ($\approx 0,15\%$ м.) повышение содержания кислорода на 0,1% м. приводит к увеличению прочности на 125 МПа (или 1250 МПа/% м.). Если же кислород вводится как легирующий элемент (при концентрациях более 0,15-0,4 % м.), то его упрочняющее действие намного меньше и составляет 850 МПа/% м., а при $O \approx 0,4-0,7\%$ упрочнение титана = 600 МПа/% м (рис. 3.2.2). Тогда при микролегировании кислородом (при $O \approx 0,15-0,4\%$), прочностной эквивалент по алюминию будет иметь вид:

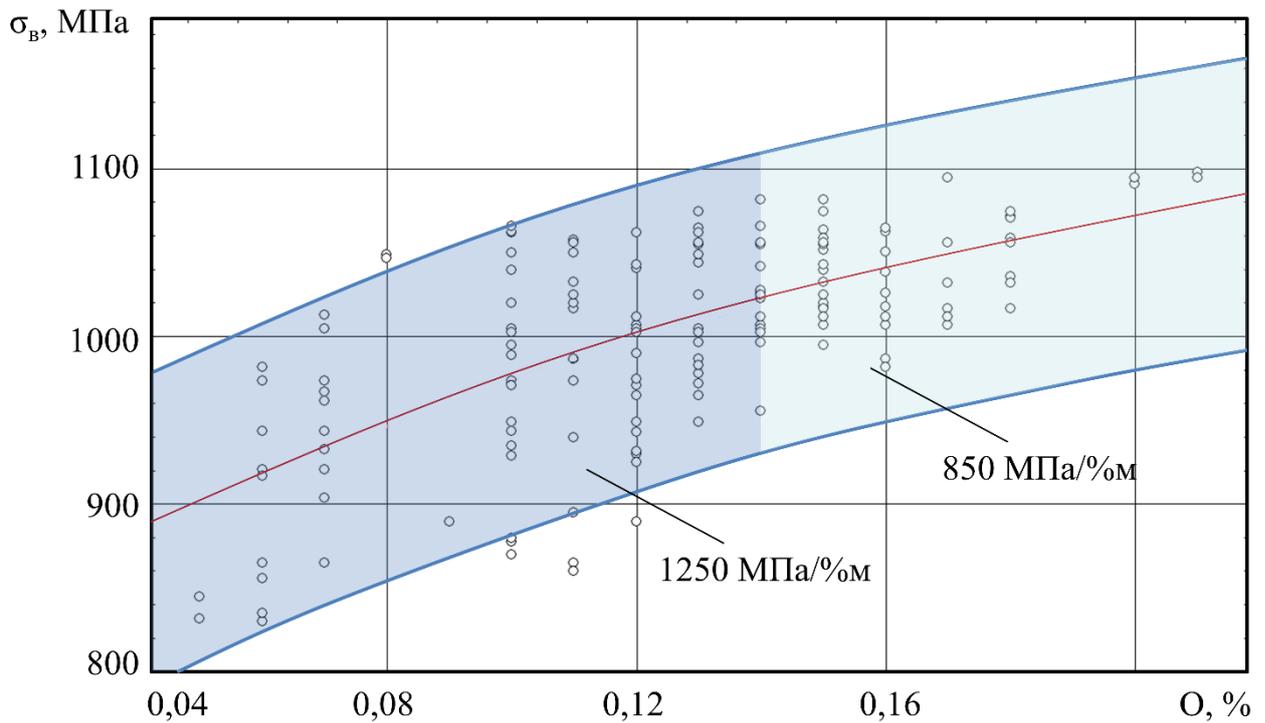
$$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} = \%Al + \frac{\%Sn}{2} + \frac{\%Zr}{3} + 3,3 \cdot (\%Si) + 15 \cdot (\%O) + 33 \cdot (\%N) + 12 \cdot (\%C) \quad (3.2.1)$$

Для технического титана с содержанием кислорода 0,4-0,7%:

$$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} = \%Al + 3,3 \cdot (\%Si) + 10 \cdot (\%O) + 33 \cdot (\%N) + 12 \cdot (\%C)$$



а



б

Рисунок 3.2.2. – Влияние содержания кислорода на предел прочности иодидного, электролитического, магнетермического титана, прутков 12-14 мм технического титана марок BT1-00, BT1-0, Grade 1, Grade 2, Grade 3, Grade 4 (а) и прутков 14 мм сплавов BT6C, BT6ч, BT6, Grade 23, Grade 5 (б) после отжига.

3.2.2. Теоретическая и статистическая оценка стабильности химического состава и механических свойств полуфабрикатов из сплавов типа Ti-6Al-4V

Цель работы на данном этапе состояла в статистической оценке стабильности механических свойств различных полуфабрикатов сплава Ti-6Al-4V в зависимости от колебаний марочного состава и исследовании возможности прогнозирования комплекса их механических свойств на основе данных промышленного контроля.

Объектами исследования послужили прутки, плиты и поковки промышленного производства из разных модификаций сплава Ti-6Al-4V, изготовленные в 2000-2014 гг. (табл. 2.1.1). Слитки были выплавлены методом двойного и тройного вакуумного дугового переплава, а также гарнисажным + двойным вакуумным дуговым переплавом. Часть слитков была дополнительно легирована кислородом. Все деформированные полуфабрикаты были подвергнуты термической обработке по заводским режимам (табл. 2.1.1). На рис. 3.2.3 химический состав исследованных полуфабрикатов представлен в виде фигуративных точек на диаграмме «структурный эквивалент по алюминию – структурный эквивалент по молибдену» с указанием границы $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 9\%$, свыше которой находится фазовая область $\alpha + \beta + \alpha_2$ (Ti₃Al).

Проведем теоретическую оценку влияния содержания легирующих элементов и примесей внедрения в пределах нормативного диапазона на уровень предела прочности и относительное удлинение сплава Ti-6Al-4V. Ожидаемый уровень прочности α -, псевдо- α - и $\alpha+\beta$ -сплавов можно оценить по уравнению аддитивности [2; 47; 54; 130]:

$$\sigma_{\text{в}} = \sigma_{\text{осн}} + K_1 C_1 + K_2 C_2 + \dots + K_i C_i, \quad (3.2.2)$$

где $K_1, K_2 \dots K_i$ – коэффициенты упрочнения от введения 1 % (по массе) легирующих элементов, а $C_1, C_2 \dots C_i$ – содержание легирующих элементов в сплаве; $\sigma_{\text{осн}}$ – прочность основы. В первом приближении можно также принять, что в пределах, встречающихся в промышленных сплавах, каждый легирующий элемент линейно снижает относительное удлинение (δ) сплава, так что:

$$\delta = \delta_0 - k_1 C_1 - k_2 C_2 \dots - k_i C_i, \quad (3.2.3)$$

где δ_0 – относительное удлинение основы; $k_1, k_2 \dots k_i$ – интенсивность снижения относительного удлинения сплава при введении 1 % (по массе) элемента.

В табл. 3.2.3 приведены коэффициенты упрочнения и интенсивность снижения относительного удлинения и поперечного сужения для промышленных титановых сплавов легирующими элементами по данным разных авторов и по результатам регрессионного анализа. Коэффициенты оценены как увеличение временного сопротивления разрыву или как снижение относительного удлинения (поперечного сужения) в расчете на 1 % (по массе) легирующего элемента при их введении в пределах содержания в промышленных сплавах.

С увеличением содержания ванадия на 1% (при $V \leq 6\%$) временное сопротивление разрыву возрастает на 20-30 МПа, поперечное сужение сохраняется почти неизменным, а удлинение несущественно уменьшается. В интервале концентраций 2-7% увеличение содержания алюминия на 1 % приводит к повышению прочности в среднем на 55-65 МПа, снижению относительного удлинения на 1-2%, поперечного сужения на 2-3%. Повышенное содержание алюминия (при концентрациях более 8-9%) способствует образованию интерметаллида Ti_3Al , резко снижающего пластические свойства и ударную вязкость. На рис. 3.2.4 приведены результаты теоретической оценки влияния содержания алюминия, ванадия и кислорода на предел прочности сплава ВТ6 с использованием соотношений:

$$\sigma_B = \sigma_0 + 60 \cdot Al + 30 \cdot V + 1250 \cdot O \text{ при } O \leq 0,15\% \quad (3.2.4)$$

$$\sigma_B = \sigma_0 + 60 \cdot Al + 30 \cdot V + 850 \cdot O \text{ при } O > 0,15\%, \quad (3.2.5)$$

где $\sigma_0 = 350$ МПа – предел прочности технического титана, содержащего 0,05% кислорода, 0,01% азота, 0,02% углерода.

Таблица 3.2.3

Коэффициенты упрочнения и интенсивность снижения относительного удлинения и поперечного сужения титана при введении 1% (по массе) элемента

Элемент	Интервал концентраций, % м.	Коэффициент упрочнения K_σ , МПа/% м.		Интенсивность снижения δ K_δ , % /% м.		Интенсивность снижения ψ K_ψ , % /% м.	
		лит. данные*	наши данные**	лит. данные*	наши данные**	лит. данные*	наши данные**
Al	0-2,0	55	60	5,0	3,3	10,0	8,5
	2,0-7,0	65	66	1,5	1,5	2,5	2,5
V	0 - 2,0	20	18	1,0	0,75	0,5	0,5
	2,0 – 6,0	30	28	2,0	0,75	0	0,5
O	0-0,15	1250	1180	50-100	50	140-200	120
	0,15-0,5	700-850	850	25-50	45	65-80	73
N	0 - 0,03	2500	2000	160	120	-	430
	0,03 - 0,1	2500	2000	90	-	280	-

Примечание: * - по данным работ [3; 41; 42; 47; 56; 60; 71; 97; 131; 138; 139]; ** - по результатам регрессионного анализа.

Таким образом, проведенная теоретическая оценка показала, что максимально возможный размах предела прочности сплава Ti-6Al-4V в зависимости от колебаний алюминия и ванадия в допустимых пределах может достигать ~150 МПа при условии, что 1% Al приводит к повышению прочности на 60 МПа, а 1% V – на 30 МПа [2]. Поэтому с учетом влияния кислорода (в интервале 0,05-0,2%) размах временного сопротивления разрыву сплава ВТ6 может составить 330 МПа (рис. 3.2.4).

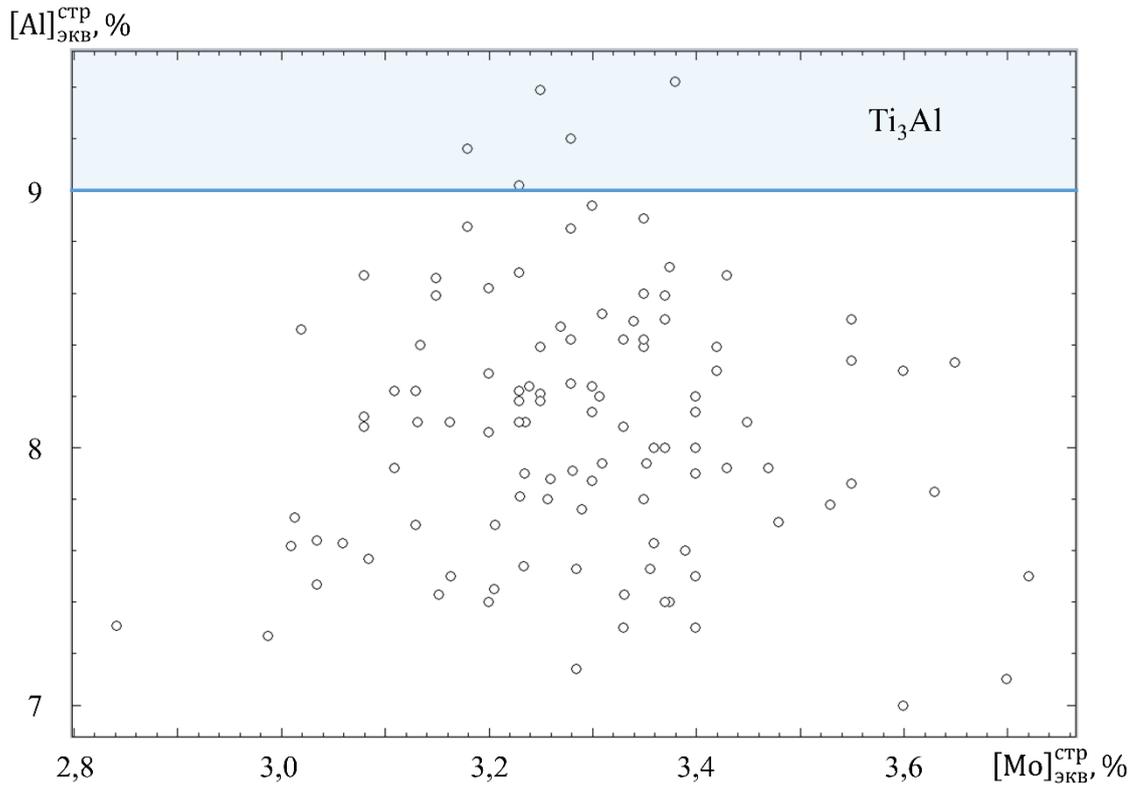


Рисунок 3.2.3 – Химический состав исследованных полуфабрикатов из разных модификаций сплава Ti-6Al-4V, изготовленных в 2000-2014 гг.

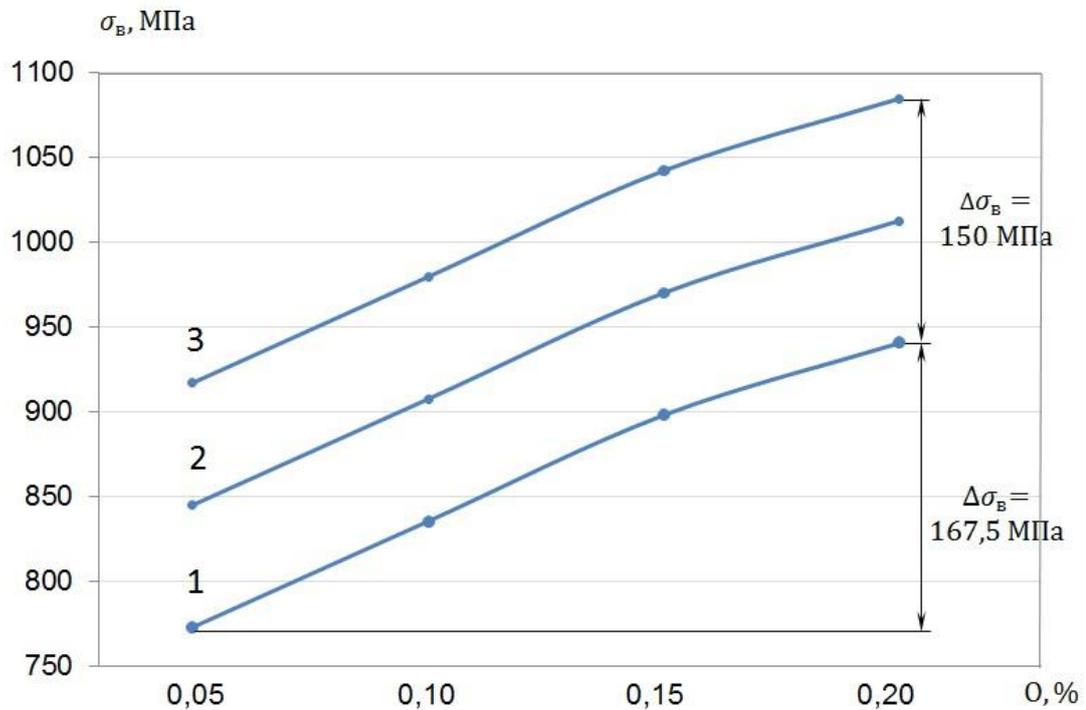


Рисунок 3.2.4 – Зависимость расчетной прочности сплава Ti-6Al-4V от содержания кислорода при минимальных (1), средних (2) и максимальных (3) значениях содержания алюминия и ванадия: 1 – Al=5,3%, V=3,5%; 2 – Al=6,05%, V=4,4%; 3 – Al=6,8%, V=5,3%.

По результатам статистических исследований было установлено, что диапазон и средние значения легирующих элементов, примесей и механических свойств прутков и поковок всех исследованных типоразмеров в целом соответствуют нормативной документации. Однако для сплавов ВТ6 и Grade 5 средние значения, фактические и статистические («трехсигмовые») диапазоны легирования для алюминия, ванадия и кислорода сдвинуты к верхнему пределу поля допуска (рис. 3.2.5, 3.2.7; табл. 3.2.4). Это привело к тому, что для ряда слитков структурный эквивалент по алюминию достигает значений (рис. 3.2.5, г), превышающих критический уровень 9%, свыше которого возможно образование алюминидов титана и снижение пластических свойств при одновременном повышении прочности (рис. 3.2.6). Так, в интервале $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 7-9\%$ временное сопротивление разрыву прутков всех исследованных марок сплава Ti-6Al-4V изменяется от 832 до 1080 МПа, относительное удлинение – от 11 до 20%, поперечное сужение – от 32 до 55%, ударная вязкость KCU – от 0,42 до 1,2 МДж/м². При $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \geq 9\%$ σ_b принимает значения 1050-1100 МПа, $\delta=10-12\%$, $\psi=30-35\%$, ударная вязкость KCU=0,4-0,6 МДж/м², при этом минимальный уровень характеристик пластичности и KCU может совпадать с нижней границей поля допуска (рис. 3.2.8).

По данным статистического анализа свойства однотипных полуфабрикатов могут изменяться в довольно широких пределах (табл. 3.2.5). Абсолютная разница между максимальным и минимальным значениями предела прочности может достигать 100-160 МПа, трехсигмовый интервал – 180-360 МПа, коэффициент вариации – 2-7 %. Более высокий разброс значений имеют ударная вязкость, вязкость разрушения и пластические свойства. Для этих характеристик величина коэффициента вариации на порядок выше, чем для временного сопротивления разрыву, и составляет 8-30%.

Для того чтобы оценить степень влияния колебаний химического состава на разброс механических свойств, были определены коэффициенты парной и множественной корреляции. Полученные результаты (табл. 3.2.6) показали, что изменение 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 $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ и $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$, оказалось более существенным и значимым (рис.3.2.9).

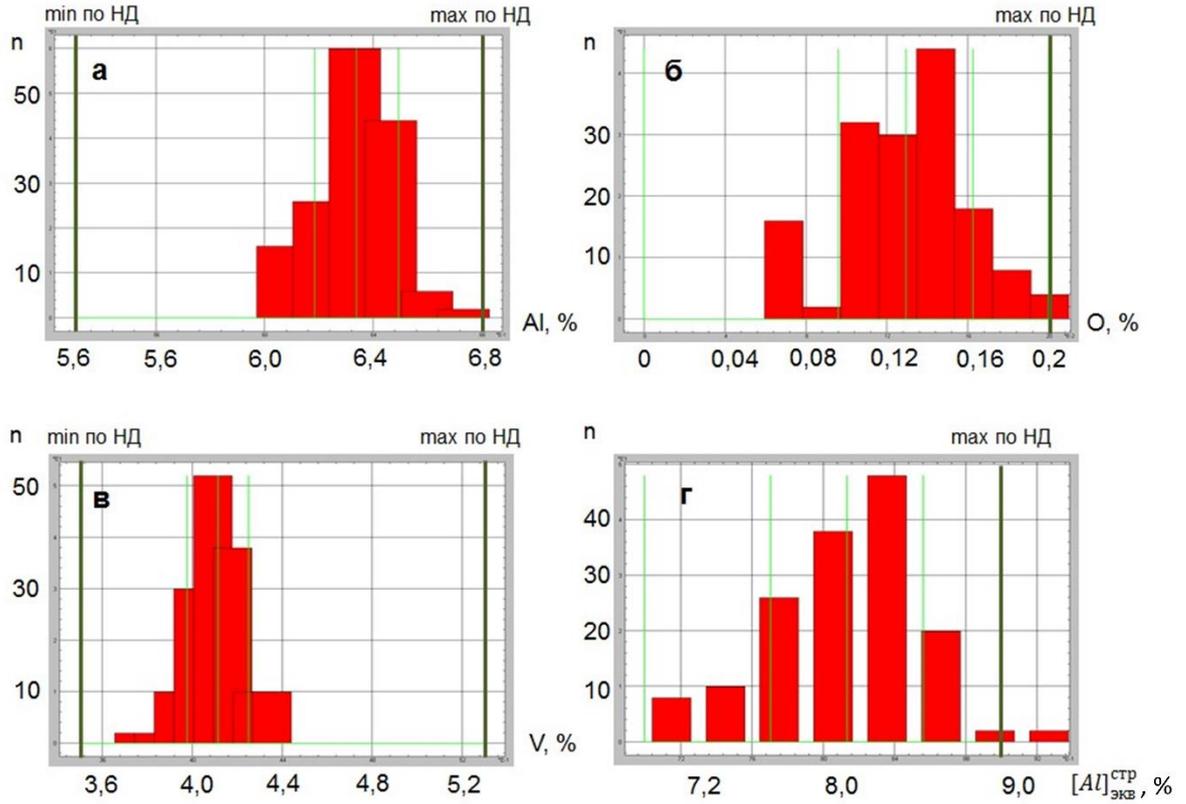


Рисунок 3.2.5 – Гистограммы для алюминия (а), кислорода (б), ванадия (в) и структурного эквивалента по алюминию (г) в слитках сплава Ti-6Al-4V (слитки 2ВДП Grade 5, ВТ6).

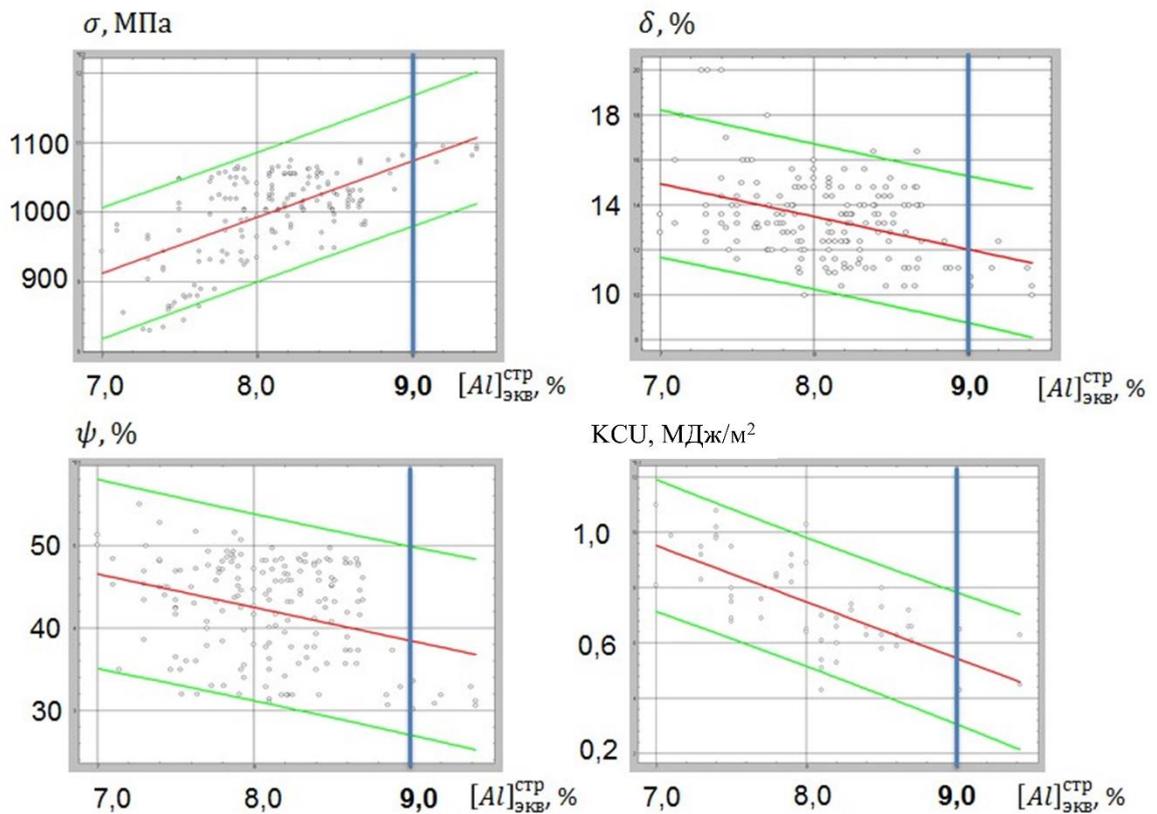


Рисунок 3.2.6 – Зависимость механических свойств прутков 14x14 мм от структурного эквивалента по алюминию сплавов Ti-6Al-4V после отжига.

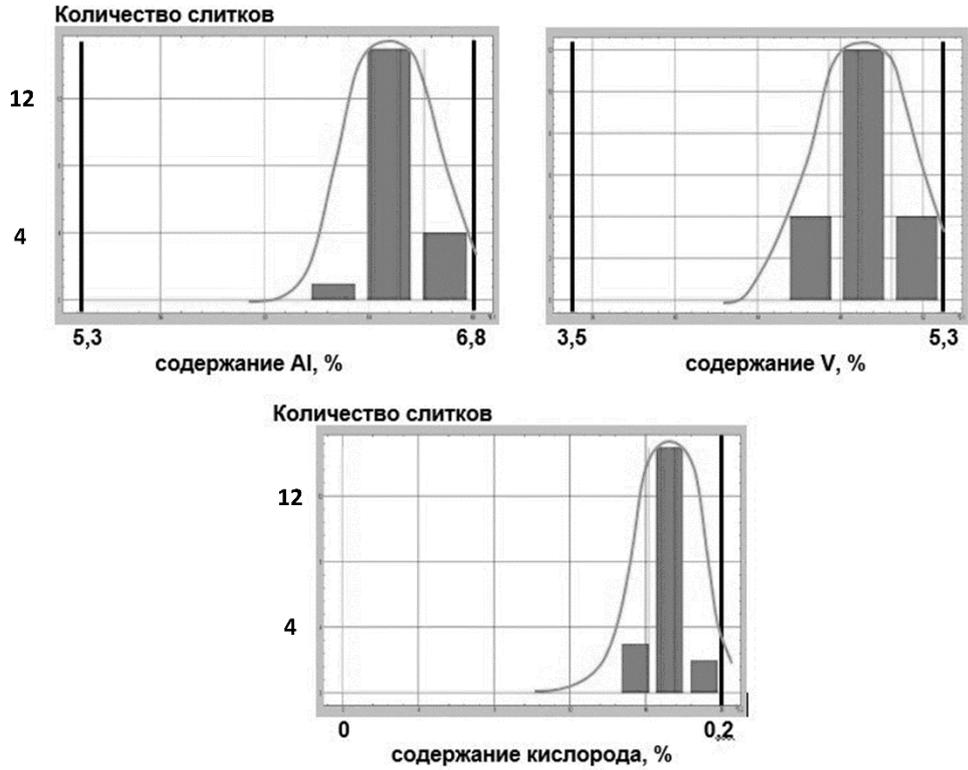


Рисунок 3.2.7 – Гистограммы с указанием поля допуска по ОСТ1 90013-81 (20 слитков ГВДП сплав ВТ6, 2010-2014 гг.)

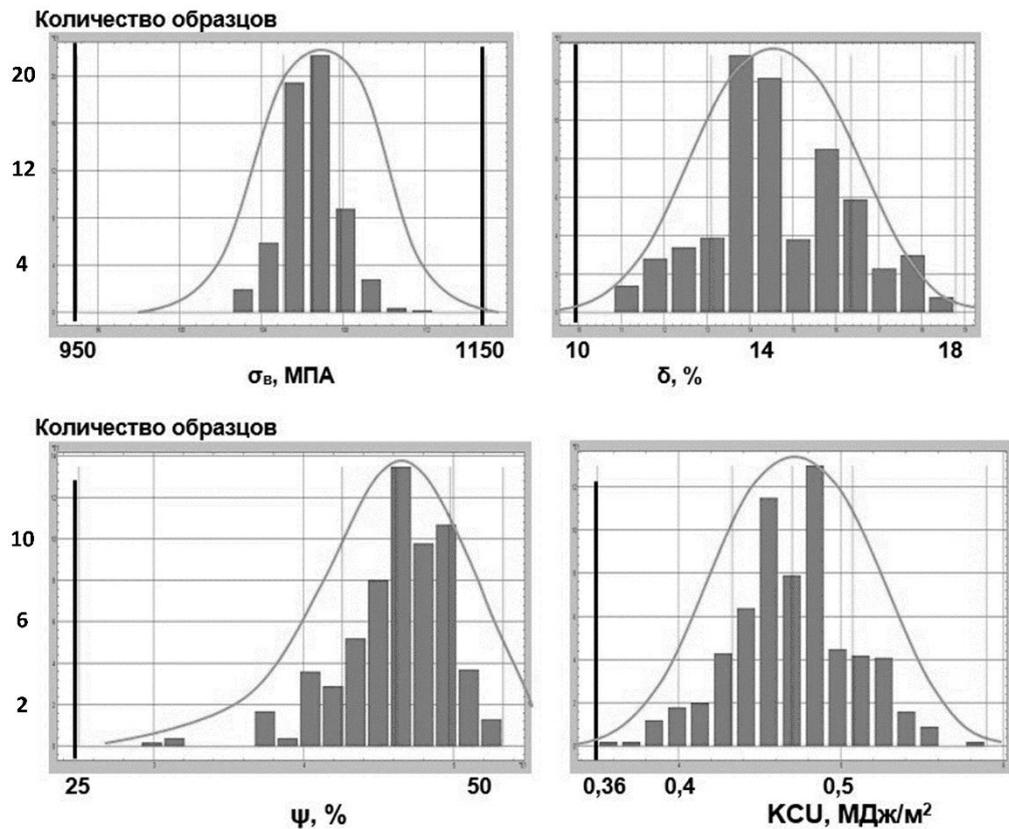


Рисунок 3.2.8 – Гистограммы механических свойств штампованных поковок сплава ВТ6 после двойного отжига с указанием поля допуска по ОСТ1 90197-89 (2010-14 гг.)

Статистические характеристики химического состава (% м.) полуфабрикатов

Статистические характеристики	Al	V	C	N	Fe	Si	O
Кованые прутки 14x14 мм из сплава ВТ6С							
Диапазон по НД*	5,3-6,5	3,5-4,5	≤0,1	≤0,04	≤0,25	≤0,15	≤0,15
Диапазон значений по факту	5,9-6,3	3,9-4,4	0,02-0,03	0,01-0,01	0,13-0,18	0,05-0,06	0,11-0,13
Выборочное среднее	6,12	4,14	0,024	0,01	0,16	0,054	0,12
Стандартное отклонение	0,15	0,15	0,006	-	0,023	0,006	0,010
Коэффициент вариации, %	2,5	3,7	25	-	14	11	8
Кованые прутки 14x14 мм из сплава Grade 23							
Диапазон по НД**	5,5-6,5	3,5-4,5	≤0,08	≤0,03	≤0,25	-	≤0,13
Диапазон значений по факту	5,6-6,4	3,8-4,3	0,02-0,03	0,01-0,01	0,1-0,2	-	0,08-0,12
Выборочное среднее	6,15	3,9	0,025	0,01	0,14	-	0,11
Стандартное отклонение	0,18	0,12	0,005	-	0,04	-	0,015
Коэффициент вариации, %	3	2	20	-	28	-	14
Кованые прутки 14x14 мм из сплава ВТ6							
Диапазон по НД*	5,3-6,8	3,5-5,3	≤0,1	≤0,05	≤0,6	≤0,1	0,07-0,2
Диапазон значений по факту	6,0-6,8	3,8-4,8	0,02-0,03	0,01-0,02	0,09-0,28	0,03-0,09	0,06-0,18
Выборочное среднее	6,38	4,14	0,023	0,012	0,18	0,049	0,14
Стандартное отклонение	0,2	0,21	0,004	0,0072	0,051	0,014	0,04
Коэффициент вариации, %	3	5	17	42	28	29	18
Кованые прутки Ø70-90 мм из сплава Grade 5							
Диапазон по НД**	5,5-6,75	3,5-4,5	<0,08	<0,05	<0,4	-	≤0,2
Диапазон значений по факту	5,8-6,5	3,7-4,5	0,009-0,038	0,01-0,05	0,13-0,3	-	0,12-0,2
Выборочное среднее	6,25	4,1	0,024	0,024	0,16	-	0,163
Стандартное отклонение	0,18	0,07	0,0033	0,006	0,054	-	0,023
Коэффициент вариации, %	3	5	37	25	33	-	14
Кованые поковки из сплава ВТ6							
Диапазон по НД*	5,3-6,8	3,5-5,3	≤0,10	≤0,05	≤0,60	≤0,10	≤0,20
Диапазон значений по факту	6,44-6,49	4,5-5,1	0,008-0,014	0,003-0,010	0,17-0,23	0,011-0,030	0,16-0,19
Выборочное среднее	6,46	4,90	0,011	0,007	0,20	0,02	0,18
Стандартное отклонение	0,12	0,07	0,003	0,003	0,03	0,01	0,012
Коэффициент вариации, %	1,9	1,0	27,0	42,0	12	38	7,0
Штампованные поковки из сплава ВТ6							
Диапазон по НД*	5,3-6,8	3,5-5,3	≤0,10	≤0,05	≤0,60	≤0,10	≤0,20
Диапазон значений по факту	6,3-6,7	4,7-5,2	0,007-0,014	0,002-0,008	0,18-0,26	0,015-0,025	0,16-0,19
Выборочное среднее	6,52	4,9	0,01	0,005	0,22	0,02	0,17
Стандартное отклонение	0,09	0,15	0,002	0,001	0,02	0,003	0,01
Коэффициент вариации, %	1,4	3,0	23	30	10,0	15	6,0
Плиты толщиной 30 мм из сплава ВТ6ч							
Диапазон по НД*	5,5-6,75	3,5-4,5	≤0,10	≤0,05	≤0,4	≤0,07	0,07-0,2
Диапазон значений по факту	5,7-5,9	3,8-4,2	0,01-0,025	0,01-0,015	0,12-0,25	-	0,09-0,2
Выборочное среднее	5,8	4,1	0,02	0,013	0,15	0,03	0,15
Стандартное отклонение	0,1	0,1	0,003	0,006	0,04	-	0,025
Коэффициент вариации, %	1,8	2,4	15	46	27	-	17

Примечание: * - ОСТ 1 90013-2001, ГОСТ 19807-91, ** - ASTM B348-03.

Статистические характеристики эквивалентов и механических свойств деформированных полуфабрикатов из сплава Ti-6Al-4V

Статистические характеристики	[Al] _{экв} ^{стр} %	[Mo] _{экв} ^{стр} %	[Al] _{экв} ^{пр} %	[Mo] _{экв} ^{пр} %	σ _b , МПа	δ, %	ψ, %	КСУ, МДж/ м ²	КСТ МДж/ м ²
Кованые прутки 14x14 мм из сплава ВТ6С, продольное направление, 15 образцов									
Диапазон по НД*	-	-	-	-	834-981	≥10	≥30	≥0,4	-
Диапазон значений по факту	7,4-8,1	3,1-3,5	8,9-9,8	2,5-2,7	835-972	10-23	30-45	0,45-1,2	-
Выборочное среднее	7,7	3,4	9,3	2,7	872	13	33	0,8	-
Стандартное отклонение	0,29	0,12	0,38	0,09	28	1,6	3,8	0,13	-
Коэффициент вариации, %	4	3	4	3	4	12	12	16	-
Кованые прутки 14x14 мм из сплава Grade 23, продольное направление, 34 образца									
Диапазон по НД**	-	-	-	-	≥828	≥10,0	≥25,0	-	-
Диапазон значений по факту	7,1-8,1	2,8-3,6	8,2-9,5	2,4-2,7	830-975	11-20	31-55	-	-
Выборочное среднее	7,6	3,2	8,8	2,6	886	14,4	38	-	-
Стандартное отклонение	0,25	0,14	0,35	0,09	41	2,8	6,8	-	-
Коэффициент вариации, %	4	3	5	2	4	9	12	-	-
Кованые прутки 14x14 мм из сплава ВТ6, продольное направление, 58 образцов									
Диапазон по НД**	-	-	-	-	950-1050	≥10	≥30	≥0,4	-
Диапазон значений по факту	7,0 - 9,2	3,0-3,7	7,9-11,8	2,5-3,1	904-1064	10,4-16,0	31,4-51,1	0,43-1,08	-
Выборочное среднее	7,9	3,4	9,5	2,7	997,5	13,38	42,74	0,76	-
Стандартное отклонение	0,49	0,16	0,68	0,13	48,2	1,45	4,24	0,15	-
Коэффициент вариации, %	6	5	8	5	5	11	10	19	-
Кованые прутки Ø70-90 мм из сплава Grade 5, продольное направление, 32 образца									
Диапазон по НД**	-	-	-	-	≥895	≥10,0	≥25,0	-	-
Диапазон значений по факту	7,6-8,9	3,1-3,8	8,9-11,0	2,4-3,0	922-1069	11,2-24,0	27,0-49,8	-	-
Выборочное среднее	8,3	3,4	10,2	2,7	1011	14,3	34,5	-	-
Стандартное отклонение	0,18	0,08	0,17	0,06	40	3,0	6,1	-	-
Коэффициент вариации, %	3,9	6,8	4,7	6,3	3,9	15,3	17,7	-	-
Кованые поковки из сплава ВТ6, поперечное направление, 36 образцов									
Диапазон по НД***	-	-	-	-	920-1100	≥10	≥30	≥0,35	-
Диапазон значений по факту	8,4-8,8	3,9-4,3	10,2-10,6	3,1-3,4	964-1017	14,8-18,8	41,0-51,0	0,50-0,67	-
Выборочное среднее	8,5	4,1	10,4	3,2	986	16,5	48,3	0,57	-
Стандартное отклонение	0,2	0,1	0,16	0,06	21	1,3	2,7	0,04	-
Коэффициент вариации, %	2,0	2,0	1,5	2,0	2,2	8,0	5,6	7,0	-
Штампованные поковки из сплава ВТ6, тангенциальное направление, 653 образца									
Диапазон по НД****	-	-	-	-	950-1150	≥10	≥25	≥0,4	≥0,15
Диапазон значений по факту	7,8-8,8	3,8-4,4	9,9-10,9	3,0-3,5	1028-1115	10,8-18,8	29,2-53,3	0,35-0,59	0,16-0,3
Выборочное среднее	8,4	4,1	10,2	3,3	1065	14,7	46,2	0,47	0,22
Стандартное отклонение	0,2	0,14	0,25	0,11	24,0	2,7	3,6	0,04	0,04
Коэффициент вариации, %	2,0	3,4	2,1	3,3	2,2	11,0	8,0	8,0	18,5
Плиты толщиной 30 мм из сплава ВТ6ч, 12 образцов									

Диапазон по НД*****	-	-	-	-	≥865	≥9	≥25	≥0,35	-
Диапазон значений по факту	7,0-8,4	3,2-3,4	8,2-10,7	2,6-2,7	853-1008	10-14,8	31-46	-	K _{1c} 135-320
Выборочное среднее	7,7	3,3	9,5	2,68	936	11,8	37	-	247
Стандартное отклонение	0,48	0,07	0,95	0,06	67	2,2	6,8	-	76
Коэффициент вариации, %	6,2	2,0	10,0	2,2	7,2	18,0	18,0	-	30,7

Примечания: * - ОСТ1 90173-75, ** - ASTM В348-03, *** - ТУ1-805-170-94, **** - ОСТ1 90197-89, ***** - [130], вязкость разрушения в кг/мм^{3/2}.

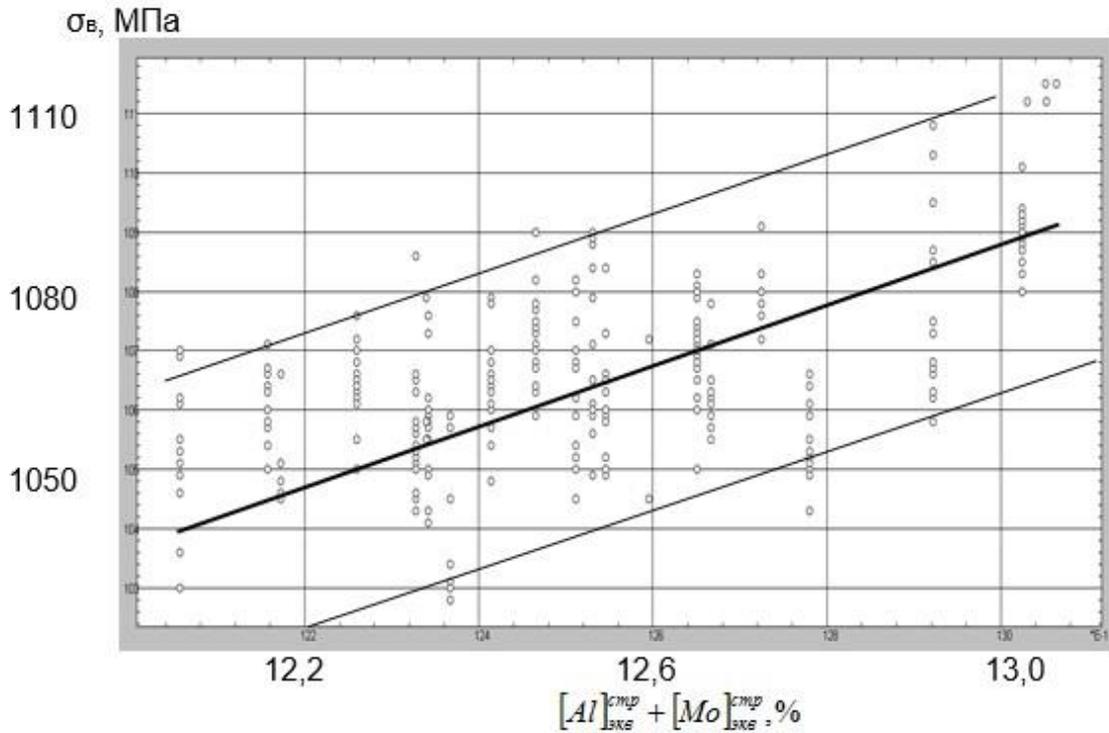


Рисунок 3.2.9 – Зависимость предела прочности от степени легирования штампованных поковок дисков сплава ВТ6 (2010-2014 гг.)

Коэффициенты корреляции r и R между механическими свойствами
и химическим составом деформированных полуфабрикатов

№	Факторы	Коэффициенты корреляции*				
		σ_b	δ	ψ	КСУ	**
Кованые прутки 14x14 мм из сплава ВТ6, продольное направление						
1	Al	0,2	-0,1	-0,4	-0,1	0
2	C	0,3	-0,1	-0,2	-0,1	-0,25
3	Fe	-0,2	0,23	0,1	0,25	0,2
4	N	0,1	-0,1	-0,1	-0,4	-0,44
5	O	0,6	-0,25	-0,27	-0,76	-0,5
6	V	0,14	0,1	0,1	0,1	0,12
7	Si	0,7	0,1	-0,4	-0,5	-0,3
8	[Al] _{экв} ^{стр}	0,43	-0,25	-0,2	-0,64	-0,47
9	[Mo] _{экв} ^{стр}	0,26	0,2	0,13	-0,23	-0,22
10	[Al] _{экв} ^{стр} ; [Mo] _{экв} ^{стр}	0,47	0,25	0,25	0,64	0,48
Кованые прутки Ø70-90 мм из сплава Grade 5, продольное направление						
1	Al	0,1	-0,1	-0,1	-	-
2	C	0,2	-0,1	-0,2	-	-
3	Fe	-0,2	0,23	0,1	-	-
4	N	0,1	-0,1	-0,1	-	-
5	O	0,3	-0,23	-0,21	-	-
6	V	0,14	0,1	0,1	-	-
7	[Al] _{экв} ^{стр}	0,25	0,22	-0,4	-	-
8	[Mo] _{экв} ^{стр}	0,2	-0,2	-0,2	-	-
9	[Al] _{экв} ^{стр} ; [Mo] _{экв} ^{стр}	0,26	0,23	0,28	-	-
Кованые поковки из сплава ВТ6, поперечное направление						
1	Al	0,25	-0,6	-0,24	-0,3	-
2	C	0,12	0,15	-0,27	0,14	-
3	Fe	0,28	0,19	-0,26	-0,62	-
4	N	0,2	0,14	0,1	0,14	-
5	O	0,27	-0,43	0,2	-0,54	-
6	V	0,28	-0,37	-0,35	-0,45	-
7	[Al] _{экв} ^{стр}	0,35	-0,3	-0,33	-0,5	-
8	[Mo] _{экв} ^{стр}	0,32	-0,25	-0,23	-0,43	-
9	[Al] _{экв} ^{стр} ; [Mo] _{экв} ^{стр}	0,38	0,35	0,35	0,45	-
Штампованные поковки из сплава ВТ6, тангенциальное направление						
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	V	0,32	-0,05	-0,10	-0,3	-0,05
7	[Al] _{экв} ^{стр}	0,44	-0,32	-0,23	-0,3	-0,15
8	[Mo] _{экв} ^{стр}	0,38	-0,26	-0,21	-0,28	-0,16
9	[Al] _{экв} ^{стр} ; [Mo] _{экв} ^{стр}	0,48	0,32	0,35	0,37	0,23

Примечание: * - жирным шрифтом выделены значимые коэффициенты корреляции, ** - $d_{отп}$ для прутков 14x14 мм сплава ВТ6, КСТ – для поволоков из сплава ВТ6.

По нормативной документации ширина диапазона легирования алюминием и ванадием для различных модификаций сплава Ti-6Al-4V изменяется от 1,0 до 1,8%. Фактическая величина диапазона легирования этими компонентами (размах) в слитках изменялась от 0,5 до 1,0% м., а «трехсигмовый» интервал 6S – от 0,7 до 1,2 %. Суммарное содержание легирующих элементов и примесей, выраженное через эквиваленты по алюминию и молибдену, изменяется в более

широком диапазоне. Абсолютная разница между максимальными и минимальными значениями может достигать ~2-3%, а трехсигмовый интервал $6S=3-5\%$. По результатам корреляционного анализа было установлено, что значимая доля вариации γ предела прочности, обусловленная колебаниями химического состава, выраженного через эквиваленты по алюминию и молибдену, может изменяться от 15 до 45% (табл. 3.2.7).

Таблица 3.2.7

Результаты корреляционного анализа зависимости предела прочности* от эквивалентов по алюминию и молибдену*

Сплав	Количество образцов	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}, \%$	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}, \%$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПА}$	R^{**}	Доля** вариации $\gamma, \%$
Кованые прутки 14x14 мм, продольное направление						
BT6	54	$\frac{10,6-12,1}{0,47}$	$\frac{10,8-13,6}{0,68}$	$\frac{904-1064}{48}$	$\frac{0,47}{0,54}$	$\frac{22}{29}$
BT6C	15	$\frac{10,5-11,6}{0,27}$	$\frac{10,9-12,5}{0,28}$	$\frac{835-972}{28}$	$\frac{0,17}{0,24}$	$\frac{3}{6}$
Grade 5	100	$\frac{10,8-13,2}{0,37}$	$\frac{11,8-14,9}{0,6}$	$\frac{929-1102}{38}$	$\frac{0,42}{0,45}$	$\frac{18}{20}$
Grade 23	34	$\frac{10,0-11,5}{0,3}$	$\frac{10,6-12,1}{0,38}$	$\frac{830-975}{45}$	$\frac{0,33}{0,34}$	$\frac{11}{12}$
все сплавы Ti-6Al-4V	256	$\frac{10,6-13,2}{0,68}$	$\frac{10,6-14,9}{0,78}$	$\frac{830-1102}{48}$	$\frac{0,61}{0,67}$	$\frac{37}{45}$
Прессованные прутки Ø14-40 мм, продольное направление						
BT6	12	$\frac{10,0-10,5}{0,15}$	$\frac{10,6-11,1}{0,20}$	$\frac{935-1042}{28}$	$\frac{0,20}{0,21}$	$\frac{4}{4}$
Кованые прутки Ø70-90 мм						
Grade 5	32	$\frac{10,7-12,6}{0,35}$	$\frac{11,4-14,0}{0,51}$	$\frac{922-1069}{40}$	$\frac{0,22}{0,29}$	$\frac{5}{9}$
Кованые поковки, поперечное направление						
BT6	36	$\frac{12,3-12,8}{0,21}$	$\frac{12,8-13,8}{0,22}$	$\frac{964-1017}{21}$	$\frac{0,35}{0,38}$	$\frac{12}{14}$
Штампованные поковки, тангенциальное направление						
BT6	653	$\frac{12,0-13,1}{0,35}$	$\frac{13,1-13,9}{0,37}$	$\frac{1028-1115}{34}$	$\frac{0,48}{0,50}$	$\frac{23}{25}$
Плиты толщиной 30 мм						
BT6ч	12	$\frac{10,2-11,75}{0,4}$	$\frac{10,8-13,4}{0,55}$	$\frac{853-1008}{66}$	$\frac{0,34}{0,38}$	$\frac{12}{14}$

Примечание: * - в числителе диапазон значений, в знаменателе – стандартное отклонение S; ** - жирным шрифтом выделены значимые значения, в числителе - для структурных эквивалентов, в знаменателе – для прочностных эквивалентов.

При этом было установлено, что коэффициент корреляции и, соответственно, доля вариации свойств существенно зависят от однородности химического состава в объеме частной партии (рис. 3.2.10). В том случае, когда трехсигмовый интервал $6S$, характеризующий суммарные колебания легирующих элементов и примесей, выраженные

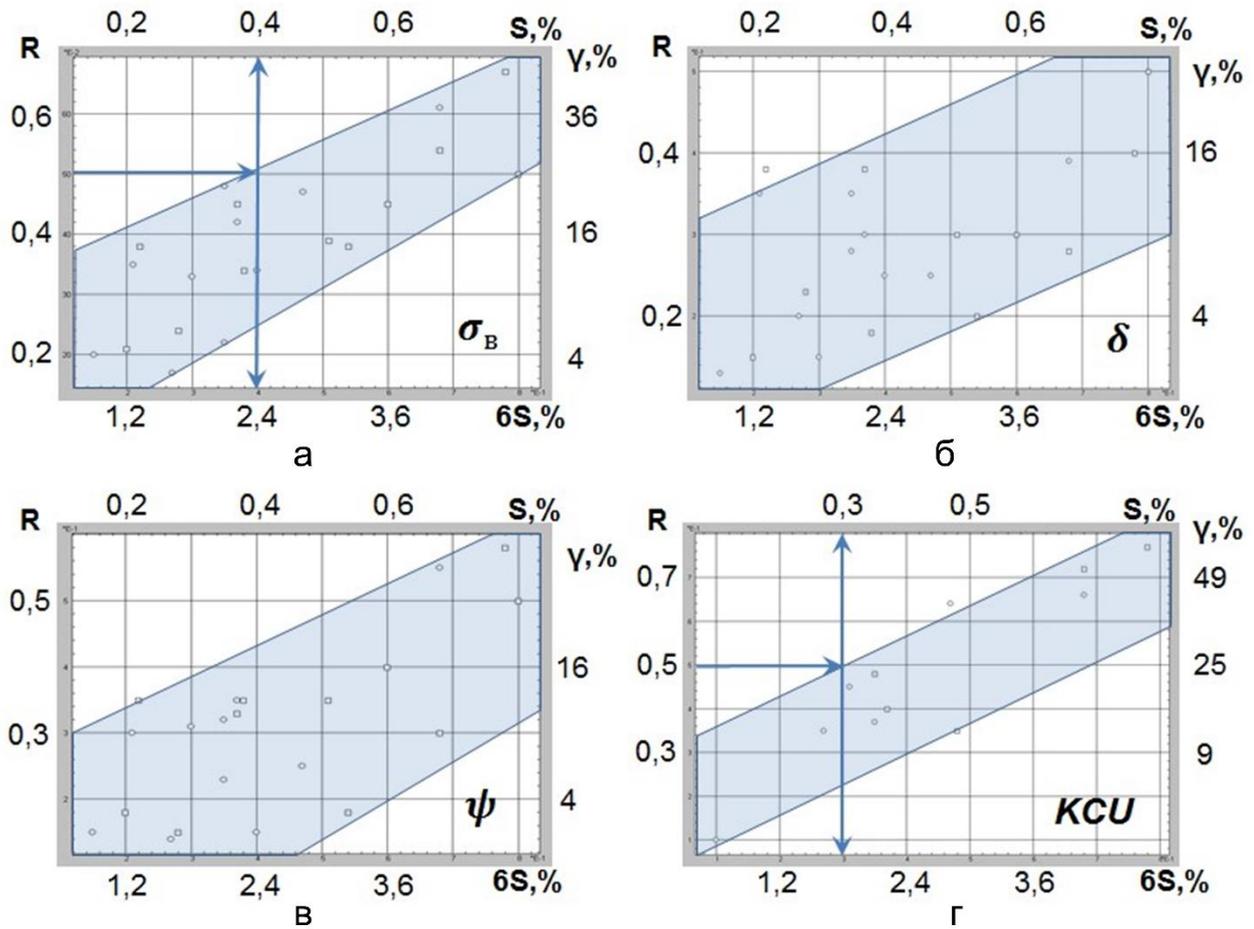


Рисунок 3.2.10 – Зависимость коэффициента корреляции R и доли вариации γ механических свойств, обусловленной колебаниями марочного состава, от величины статистического диапазона легирования $6S$ сплава Ti-6Al-4V: а – для предела прочности; б – для относительного удлинения, в – для поперечного сужения, г – для ударной вязкости; \circ – для фактора $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$; \square – для фактора $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$.

через эквиваленты по алюминию и молибдену, менее $\sim 2,4\%$, а стандартное отклонение S менее $\sim 0,4\%$, коэффициенты корреляции для предела прочности и КСУ принимают значения меньше $0,5$ (рис. 3.2.10, а). В этом случае изменение химического состава в таких довольно узких пределах или не влияет, или слабо влияет на механические свойства и, как было показано выше, на T_{III} .

Если разница между максимальными и минимальными значениями $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$ и $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$ достигает $6S = 2,5\%$ и более, а стандартное отклонение превышает $\sim 0,5\%$, то коэффициенты корреляции являются значимыми, что свидетельствует о наличии устойчивой статистической связи между исследуемыми факторами. В этом случае доля вариации предела прочности, обусловленная влиянием химического состава, выраженного через эквиваленты по алюминию и молибдену, составляет более 20% .

Для пластических характеристик, диаметра отпечатка и ударной вязкости КСТ коэффициенты корреляции не превышают $0,5$, а доля вариации составляет $\sim 10-25\%$, в то время как для ударной вязкости КСУ может изменяться от 12 до 60% (рис. 3.2.10, б – г). Поэтому если ориентироваться на прочностные свойства и КСУ, то для стабилизации их разброса в пределах партии однотипных полуфабрикатов, необходимо, чтобы величина суммарных колебаний химического состава, эквивалентного алюминию и молибдену, была на уровне $6S \leq 2,0 \div 2,5\%$ ($S \leq 0,3 \div 0,4\%$).

Следует отметить, что степень влияния β -стабилизаторов (V, Fe) на механические свойства слабее, чем α -стабилизаторов (Al и примесей внедрения), так как, во-первых, они имеют меньший разброс и, во-вторых, коэффициенты корреляции свойств с эквивалентами по молибдену ниже, чем с эквивалентами по алюминию (табл. 3.2.6). Поэтому, если оставить разброс V, Fe и, соответственно, $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$, $[Mo]_{ЭКВ}^{ПР}$ на прежнем уровне ($6S = 0,5 \div 1,0\%$), то для эквивалентов по алюминию величина «трехсигмового» интервала $6S$ не должна превышать $1,5\%$, т.е. $S \leq 0,25\%$, что позволит обеспечить стабильность и воспроизводимость механических свойств полуфабрикатов.

3.2.3. Исследование комплекса механических свойств прутков из сплава ВТ6 в зависимости от химического состава, структуры и режимов отжига

В этой части работы объектами исследования послужили катаные прутки из сплава ВТ6 одного производителя – ЗАО «ПО Зубцовский машиностроительный завод». Химический состав слитков по ОСТ 90013-81 и механические свойства отожженных прутков в зависимости от диаметра (10-60 мм, 65-100 мм, более 110 мм) по ОСТ1 90266-86 и ОСТ1 90173-75 приведены в табл. 3.2.8 и 3.2.12; T_{III} должна соответствовать 950-1000°C по производственной инструкции (ПИ) 1.2.587-02.

В отличие от результатов исследований полуфабрикатов сплава Ti-6Al-4V, для которых термическую обработку проводили по промышленным режимам (см. п. 3.2.2), на данном этапе были проанализированы структура и механические свойства прутков после простого отжига по различным режимам. Цель исследований состояла в количественной оценке влияния химического состава, режимов отжига, типа и параметров структуры на механические свойства прутков разного диаметра из сплава ВТ6.

На первом этапе были исследованы химический состав слитков (69 плавок) и механические свойства катаных прутков (диаметром 15-150 мм), изготовленных по промышленной технологии с 2012 по 2016 гг. Прутки были подвергнуты отжигу при 600-920 °С, 20-180 мин, охлаждение на воздухе. Для оценки макро- и микроструктуры прутков после деформации были использованы стандартные 10-балльная и 9-балльная шкалы [60, с.20, с. 364]. Первые три типа 9-балльной шкалы характеризуют глобулярную (равноосную) и переходную микроструктуры, полученные деформацией при температурах $\alpha+\beta$ -области. Структуры следующих двух типов (4 и 5) 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 (6-9 типы) являются пластинчатыми и соответствуют различным условиям деформации при температурах β -области.

Следует отметить, что 9-балльная шкала не охватывает всего разнообразия структур, которая встречается на практике. Поэтому при дальнейших исследованиях все наблюдаемые структуры прутков были условно разделены на 5 типов: I – глобулярная (равноосная), II – переходная, III – смешанная, IV – корзинчатая, V – пластинчатая. Состав исследованных образцов и тип структуры указаны на рис. 3.2.11 в координатах «эквивалент по молибдену – эквивалент по алюминию». Был проведен статистический анализ с помощью ППП «STATISTICA». Объем выборки – 162 образца. Интервалы изменения исследованных факторов и результаты первичной статистической обработки приведены в табл. 3.2.8- 3.2.11.

Таблица 3.2.8

Статистические характеристики химического состава (% м.) и T_{III} (°C) сплава ВТ6

Статистические характеристики	Al	V	Fe	Si	C	O	N	H	T_{III}
Диапазон по НД*	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	0,01-0,19	0,0-0,1	0,011-0,108	0,035-0,206	0,005-0,047	0,003-0,009	980-1075
Выборочное среднее	6,10	4,14	0,11	0,05	0,06	0,14	0,021	0,002	1023
Стандартное отклонение	0,29	0,27	0,06	0,03	0,019	0,041	0,011	0,022	26
Коэффициент вариации, %	4,8	6,6	57	66	33	29	53	6,8	2,6

Примечания: * - содержание элементов по ОСТ1 90013-81, T_{III} по ПИ 1.2.587-02.

Таблица 3.2.9

Статистические характеристики эквивалентов и механических свойств прутков

Статистические характеристики	[Al] _{экв} ^{стр} %	[Mo] _{экв} ^{стр} %	[Al] _{экв} ^{пр} %	[Mo] _{экв} ^{пр} %	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/ м ²	HRC	HB (d _{отп}) мм
прутки диаметром 15-60 мм (140 образцов)										
Диапазон по НД*	-	-	-	-	900-1050	≥10	≥30	≥0,4	-	3,3-3,8
Диапазон значений по факту	7,05-9,58	2,77-4,12	8,11-11,82	2,26-3,15	788-1109	10-20	21-48	0,31-1,14	26-37	2,85-3,8
Выборочное среднее	8,47	3,22	10,4	2,58	994	16,0	39,0	0,51	33	3,46
Стандартное отклонение	0,58	0,26	0,94	0,19	59,4	1,95	4,49	0,13	2,3	0,13
Коэффициент вариации, %	6,8	8,0	9,0	7,4	5,9	12,4	11,7	25,5	7	3,7
прутки диаметром 65-100 мм (18 образцов)										
Диапазон по НД**	-	-	-	-	900-1050	≥10	≥27	≥0,3	-	3,3-3,8
Диапазон значений по факту	7,61-9,1	3,03-3,4	9,64-11,56	2,42-2,74	833-1030	9-17	13-47	0,34-0,92	29-36	3,35-3,65
Выборочное среднее	8,66	3,24	10,89	2,62	974	13,0	29,0	0,56	33	3,44
Стандартное отклонение	0,48	0,15	0,67	0,13	58,7	2,22	10,9	0,15	2,2	0,1
Коэффициент вариации, %	5,5	4,6	6,2	4,9	6,03	17,2	38,5	26,79	6,5	2,9
прутки диаметром 110-150 мм (4 образца)										
Диапазон по НД**	-	-	-	-	835-1050	≥8	≥25	≥0,35	-	3,3-3,8
Диапазон значений по факту	7,57-9,2	2,9-3,5	9,32-11,59	2,36-2,83	893-937	8-12	17-35	0,56-0,73	-	-
Выборочное среднее	8,39	3,2	10,46	2,6	912	10,0	27,0	0,67	32	3,5
Стандартное отклонение	0,94	0,35	1,31	0,27	19	2,31	7,6	0,08	-	-
Коэффициент вариации, %	11,2	10,9	12,5	10,3	2,0	23,1	28	11,9	-	-

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

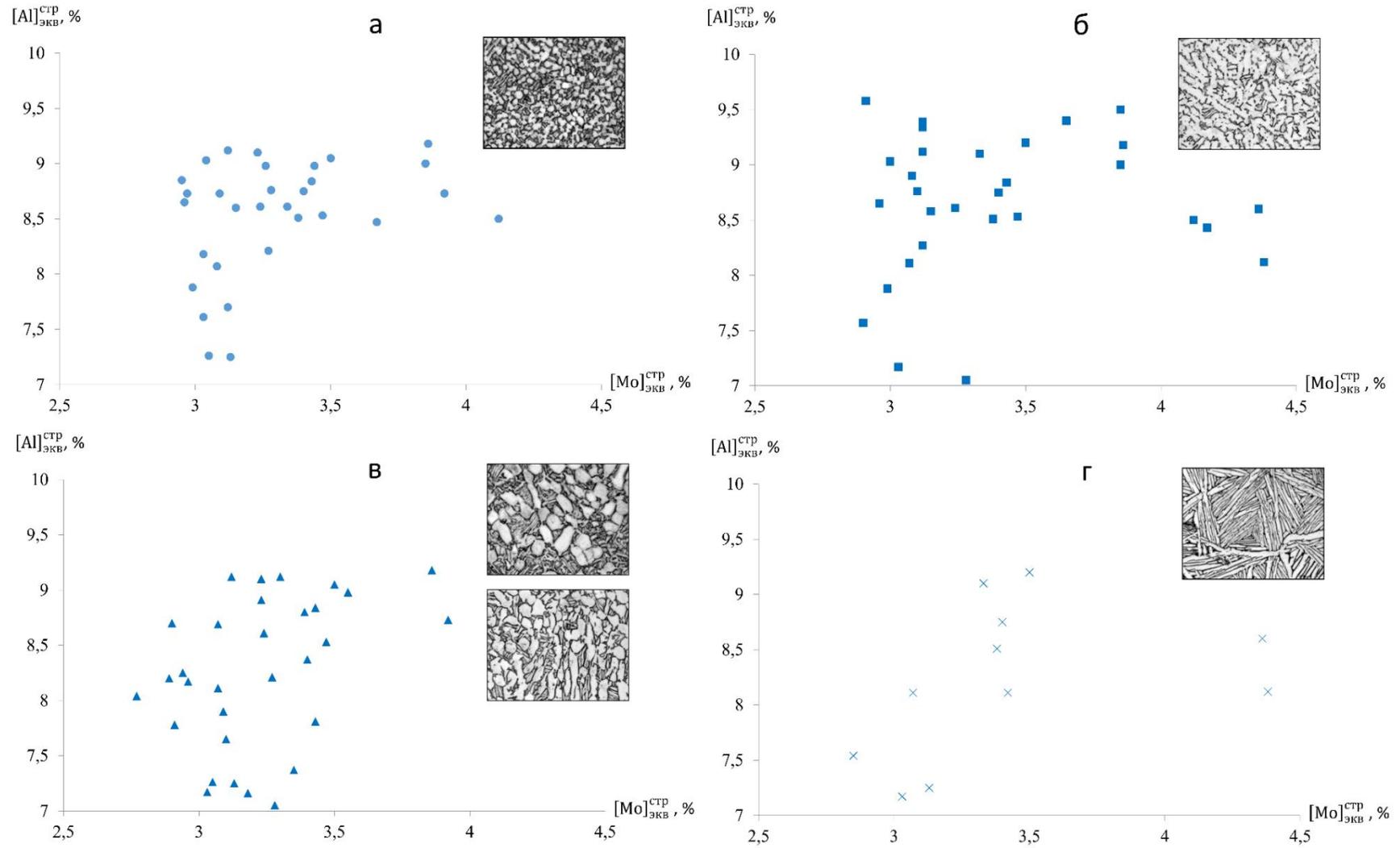


Рисунок 3.2.11 – Основные типы микроструктуры прутков сплава VT6 после отжига, X450: а – глобулярная структура (\circ), б – переходная: в – смешанная, г – пластинчатая.

Таблица 3.2.10

Статистические характеристики некоторых исследованных факторов
(прутки диаметром 15-150 мм после простого отжига)

Статистические характеристики	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}$ %	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}$ %	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$ %	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$ %	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}+}$ $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}$ %	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}+}$ $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$ %	$T_{\text{ПП}}$, °C	Δt ,* °C
Диапазон значений по факту	7,1-9,6	2,8-4,1	8,1-11,8	2,2-3,2	10,2-13,0	10,6-14,6	980-1075	90-425
Выборочное среднее	8,5	3,2	10,5	2,6	11,7	13,0	1023	250
Стандартное отклонение	0,58	0,25	0,93	0,19	0,68	0,99	26	106
Коэффициент вариации, %	6,8	7,7	8,9	7,1	5,8	7,6	2,6	42

Примечания: * Δt – разность между $T_{\text{ПП}}$ и температурой отжига.

Таблица 3.2.11

Интервалы изменения исследованных факторов

№	Фактор	Интервал	№	Фактор	Интервал
1	Al, %	5,51-6,81	18	δ , %	8-20
2	V, %	3,52-5,05	19	ψ , %	13-48
3	Fe, %	0,01-0,39	20	KCU, МДж/м ²	0,31-1,14
4	Si, %	0,0-0,1	21	HRC после прокатки	25-37
5	Zr, %	0,0-0,18	22	HRC после отжига	26-37
6	C, %	0,011-0,108	23	$T_{\text{ПП}}$, °C	980-1075
7	O, %	0,035-0,206	24	$d_{\text{отп}}$, мм после отжига	2,85-3,8
8	N, %	0,005-0,047	25	Температура отжига $t_{\text{отж}}$, °C	600-920
9	H, %	0,00025-0,0085	26	Выдержка $\tau_{\text{отж}}$, мин	20-180
10	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}$, %	7,05-9,58	27	$\Delta t = T_{\text{ПП}} - t_{\text{отж}}$, °C	60-425
11	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}$, %	2,77-4,12	28	Балл макроструктуры после прокатки (по типовой 10-балльной шкале)	1-6
12	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}$, %	10,2-13,0	29	Балл микроструктуры (по типовой 9-балльной шкале), m	1-8
13	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$, %	8,11-11,82	30	Тип структуры после отжига, T	I – V
14	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$, %	2,26-3,15	31	Размер α -глобулей a_{α} , мкм	2,9-5,9
15	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}}$, %	10,6-14,6	32	Толщина пластин α -фазы b_{α} , мкм	2,5-5,7
16	Диаметр прутка, d , мм	15-150	33	Толщина пластин вторичной α -фазы b_2 , мкм	1,7-3,0
17	σ_b , МПа	788-1109	34	Количество частиц первичной α -фазы, n_{α} , %	20-85

Диапазон и средние значения легирующих элементов и примесей в сплаве ВТ6 в целом соответствуют нормативной документации. Однако средние значения, фактические и статистические («трехсигмовые») диапазоны легирования для алюминия, азота, углерода и кислорода сдвинуты к верхней границе поля допуска, что со статистической точки зрения может вызвать брак по верхнему пределу. Структурный эквивалент по алюминию изменяется от 7,1 до 9,6%, по молибдену – от 2,8 до 4,1%, суммарный абсолютный разброс может достигать 3,0 %, а 3σ -интервал – 4,0 %. Для прочностных эквивалентов разброс выше и составляет 4,0 %, 3σ -интервал 6,0 % (табл. 3.2.10). $T_{\text{ПП}}$ изменяется от 980 до 1075 °C, размах составляет ~100 °C, что

в два раза выше требований ПИ 1.2.587-02 (50 °С) и связан с большим разбросом алюминия и примесей внедрения (коэффициент вариации намного больше регламентируемых для примесей 15%). Максимальное значение $T_{ПП} = 1075$ °С значительно превышает требования ПИ, что несомненно обусловлено повышенным содержанием α -стабилизаторов на максимальном пределе по НД. Для оценки $T_{ПП}$ можно использовать соотношение:

$$T_{ПП} = 882 + 20 \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} - 10,0 \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР}; \quad R = 0,5; S = 23 \text{ } ^\circ\text{C}. \quad (3.2.6)$$

Для оценки влияния различных факторов на комплекс механических свойств был проведен корреляционно-регрессионный анализ. На рис. 3.2.12-3.2.14 приведены диаграммы рассеяния с указанием коэффициентов парной линейной корреляции. Значительный разброс данных на диаграммах и невысокие коэффициенты корреляции связаны с тем, что анализ проведен без учета влияния остальных факторов. Тем не менее, видна определенная взаимосвязь между исследованными параметрами:

1) предел прочности и HRC возрастают, а пластичность и ударная вязкость снижаются с увеличением эквивалентов по алюминию и молибдену (рис. 3.2.12);

2) с увеличением диаметра прутка с 15 до 150 мм наблюдается снижение предела прочности в среднем с 994 до 912 МПа, δ - с 16 до 10 % и ψ – с 39 до 27 % (коэффициенты корреляции $-0,43 \div -0,78$), в то время как ударная вязкость, HRC и НВ (диаметр отпечатка) от габаритов прутка практически не зависят (табл. 3.2.9, рис. 3.2.13);

3) с повышением температуры отжига с 600 до 920 °С предел прочности и HRC снижаются в среднем с 1050 до 950 МПа и с 35 до 30 HRC соответственно (коэффициенты линейной корреляции $-0,58$), а ψ и KCU возрастают в среднем с 30 до 40% и с 0,4 до 0,6 МДж/м² (коэффициенты линейной корреляции $0,3 \div 0,4$) соответственно (рис. 3.2.13).

4) корреляционная связь механических свойств с разностью Δt между $T_{ПП}$ и температурой отжига более сильная и равна $0,6 \div 0,69$ для прочностных свойств и составляет $-0,37 \div -0,5$ для ψ и KCU (рис. 3.2.13). С увеличением Δt с 60 до 425 °С предел прочности повышается в среднем с ~ 800 до ~ 1050 МПа, HRC – с ~ 28 до ~ 37 , а ψ и KCU снижаются с ~ 45 до ~ 27 % и с 1,1 до 0,4 МДж/м² соответственно.

5) прочностные и пластические свойства снижаются при переходе от равноосной структуры к пластинчатой (рис. 3.2.14), а ударная вязкость повышается при переходе от I к V типу структуры; однако коэффициенты парной корреляции, хотя и значимы, но недостаточно высоки; необходимо отметить более сильное влияния балла на поперечное сужение по сравнению с другими свойствами

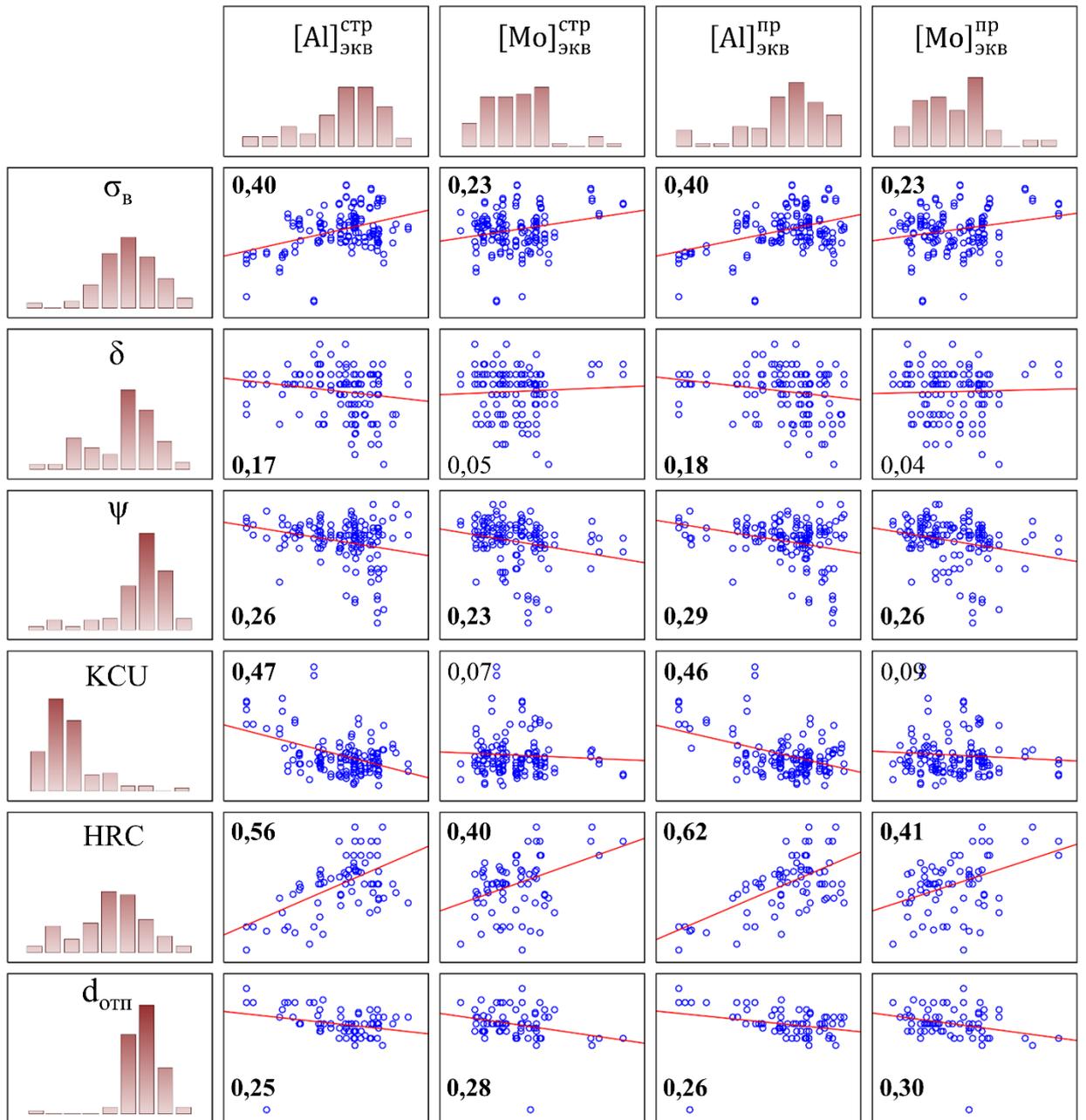


Рисунок 3.2.12 – Диаграмма рассеяния, характеризующая влияние химического состава на механические свойства прутков диаметром 15-10 мм сплава ВТ6 после простого отжига (жирным шрифтом отмечены значимые коэффициенты линейной корреляции).

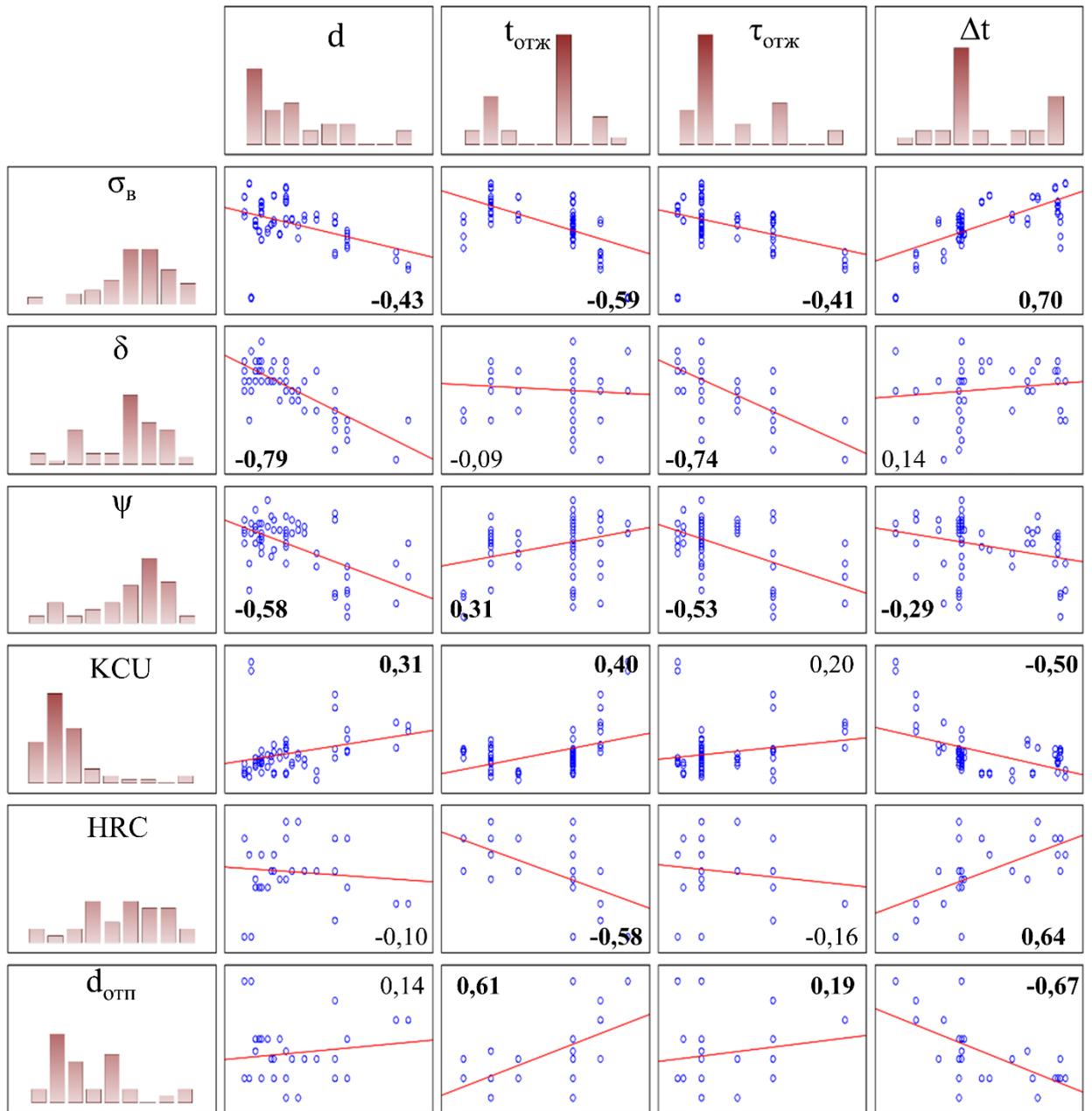


Рисунок 3.2.13 – Диаграмма рассеяния, характеризующая влияние диаметра прутка, температуры и продолжительности отжига, разности между $T_{пп}$ и температурой отжига на механические свойства прутков $\varnothing 15-150$ мм сплава ВТ6 (жирным шрифтом отмечены значимые коэффициенты линейной корреляции).

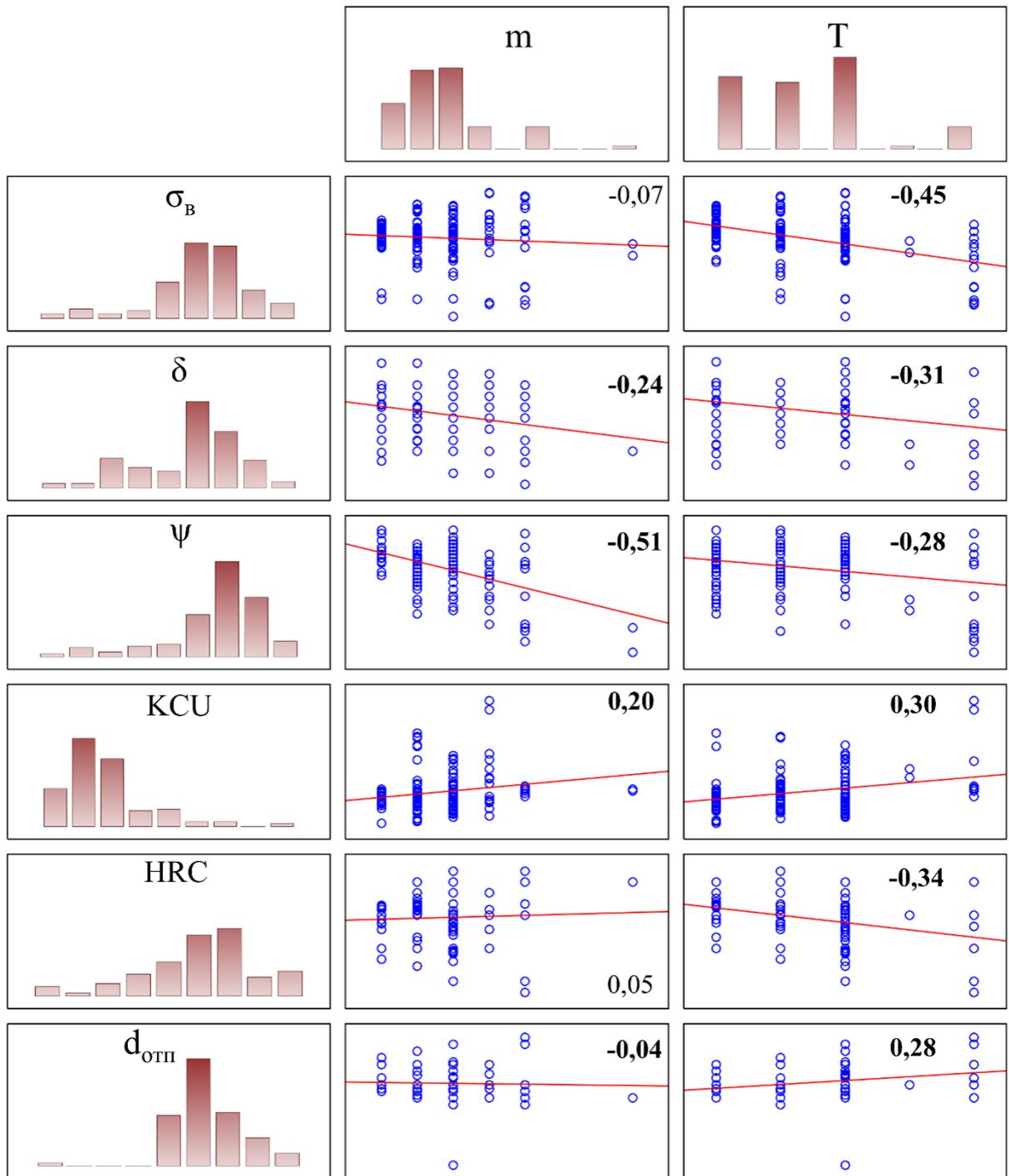


Рисунок 3.2.14 – Диаграмма рассеяния, характеризующая влияние балла и типа структуры на механические свойства прутков $\varnothing 15-150$ мм сплава ВТ6 (жирным шрифтом отмечены значимые коэффициенты линейной корреляции).

На рис. 3.2.15 и 3.2.16 сопоставлены зависимости механических свойств прутков диаметром 15-150 мм с разным типом структуры от суммы эквивалентов по алюминию и молибдену. Предел прочности прутков с глобулярной структурой выше на ~100 МПа предела прочности с пластинчатой структурой. Для прутков с переходной и смешанной структурами предел прочности приблизительно одинаков и лежит ниже на ~30-40 МПа по сравнению с глобулярной структурой. Характеристики пластичности при глобулярной, переходной и смешанной структурами отличаются незначительно и выше на 5-10% по сравнению с пластинчатой структурой, а ударная вязкость ниже на ~0,2-0,25 МДж/м².

При анализе нелинейных статистических связей механических свойств и режимов отжига наблюдается максимум прочностных характеристик после отжига при температурах ~650-750 °С и продолжительности отжига ~60 мин (рис. 3.2.17). Корреляционная зависимость предела прочности от разности Δt между $T_{ПП}$ и $t_{отж}$ более сильная, чем от температуры отжига $t_{отж}$ (коэффициенты нелинейной корреляции 0,8 и 0,5 соответственно). При разности, равной $\Delta t \approx 350-425$ °С, предел прочности и HRC достигают максимальных значений.

В зависимости от температуры, продолжительности отжига и скорости охлаждения прочностные свойства могут как увеличиваться, так и уменьшаться, что обусловлено изменением соотношения α - и β -фаз и степени их легирования. Чем ниже температура отжига в $\alpha+\beta$ -области, тем больше концентрация β -стабилизаторов в β -фазе, тем выше ее прочность и термическая стабильность. С другой стороны с понижением температуры отжига количество β -фазы уменьшается, что может снизить прочностные свойства сплава, так как β -фаза прочнее α -фазы при комнатной температуре [86, с.117-118]. По литературным данным в равновесном состоянии при ~800°С количество α - и β -фаз одинаково, так что в процессе выдержки при этой температуре может сформироваться наиболее мелкая структура, что обеспечивает повышенные значения прочностных свойств [41; 54; 60]. Для прутков малого диаметра охлаждение на воздухе может привести к частичному распаду β -фазы с образованием мелкодисперсных частиц α -фазы [60]. С увеличением диаметра прутка происходит образование более крупных частиц и снижение прочностных свойств. В конечном итоге уровень свойств прутков сплава ВТ6 определяется конкретным химическим составом сплава, диаметром прутков и режимами отжига. По данным, приведенным на рис. 3.2.17 и 3.2.18, повышение температуры $t_{отж}$ с 700 до 900°С приводит к изменению средних значений механических свойств (без учета химического состава и структуры): снижению σ_B с 1050 до 950 МПа (~50 МПа на 100°С) и HRC с 36 до 30 (~3,0 HRC на 100°С); повышению ψ с 30 до 40% (~5,0% на 100°С) и KCU с 0,4 до 0,8 МДж/м² (~0,2 МДж/м² на 100°С).

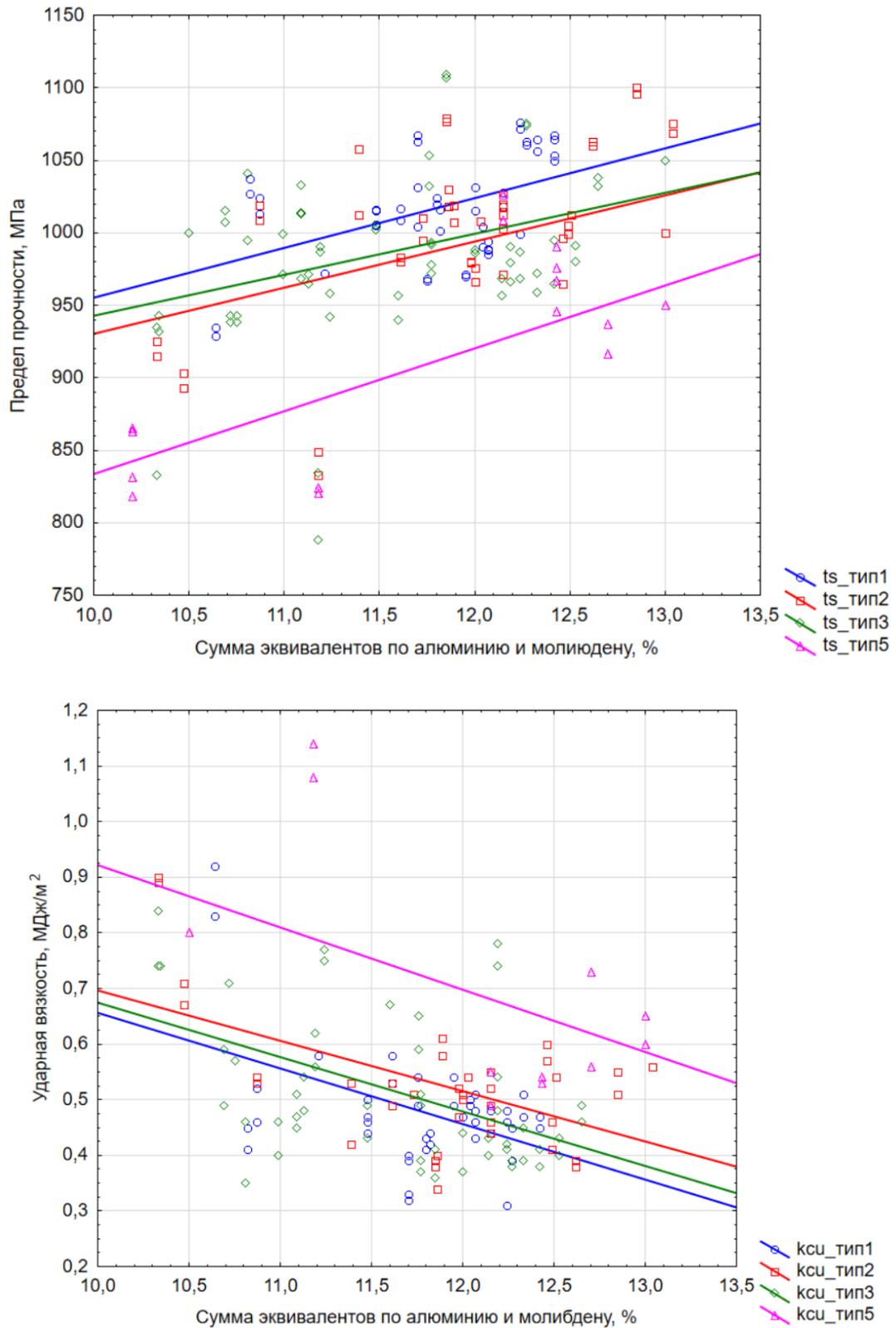


Рисунок 3.2.15 – Зависимость предела прочности и ударной вязкости прутков \varnothing 15-150 мм сплава ВТ6 с разной структурой от суммы эквивалентов по алюминию и молибдену.

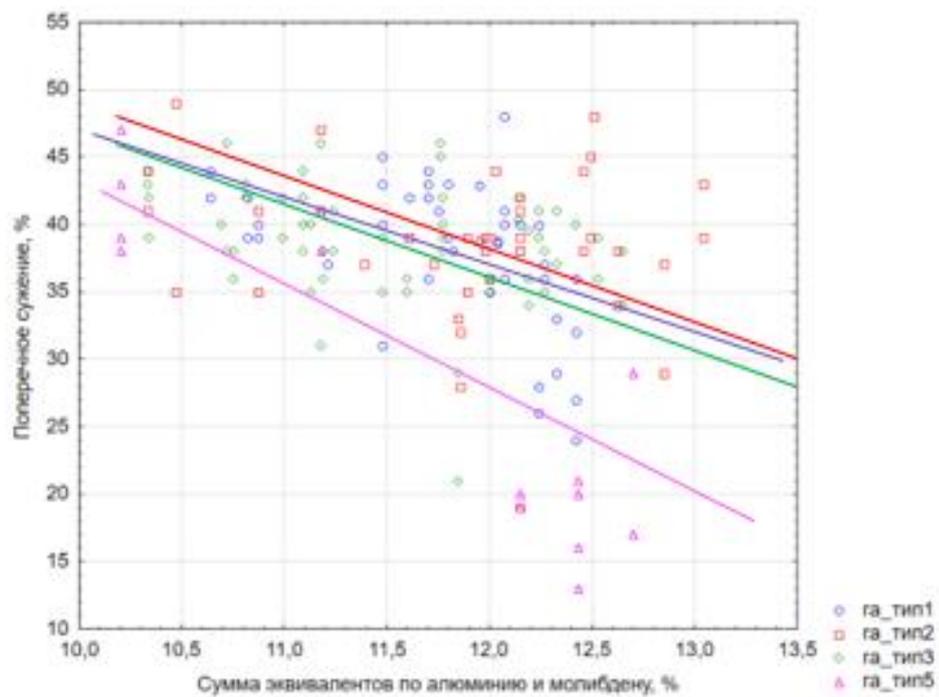
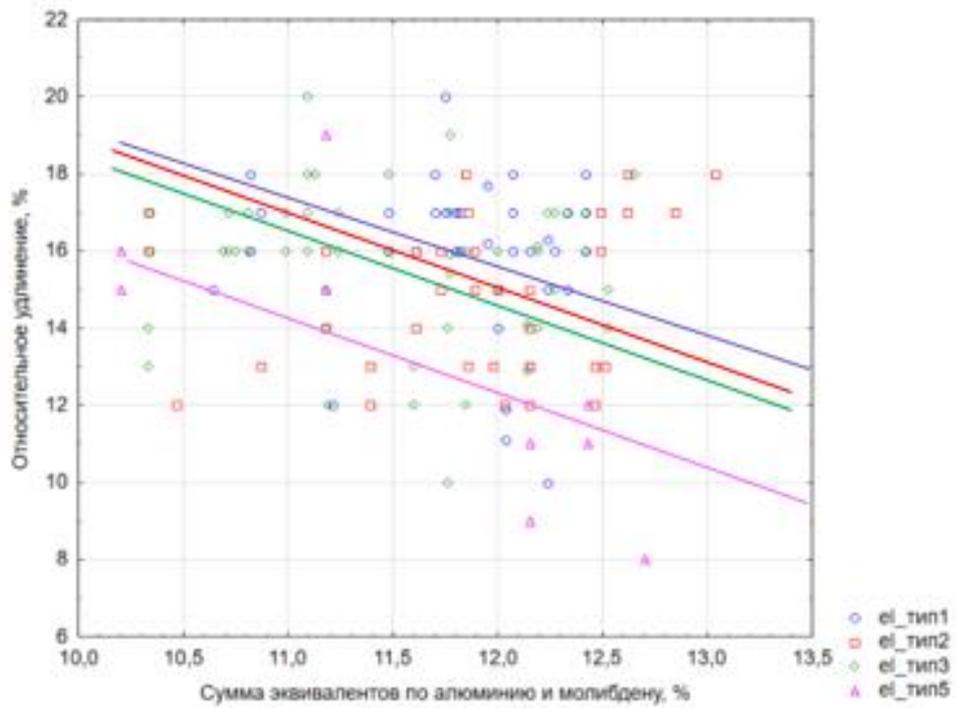


Рисунок 3.2.16 – Зависимость характеристик пластичности прутков \varnothing 15-150 мм сплава ВТ6 с разной структурой от суммы эквивалентов по алюминию и молибдену.

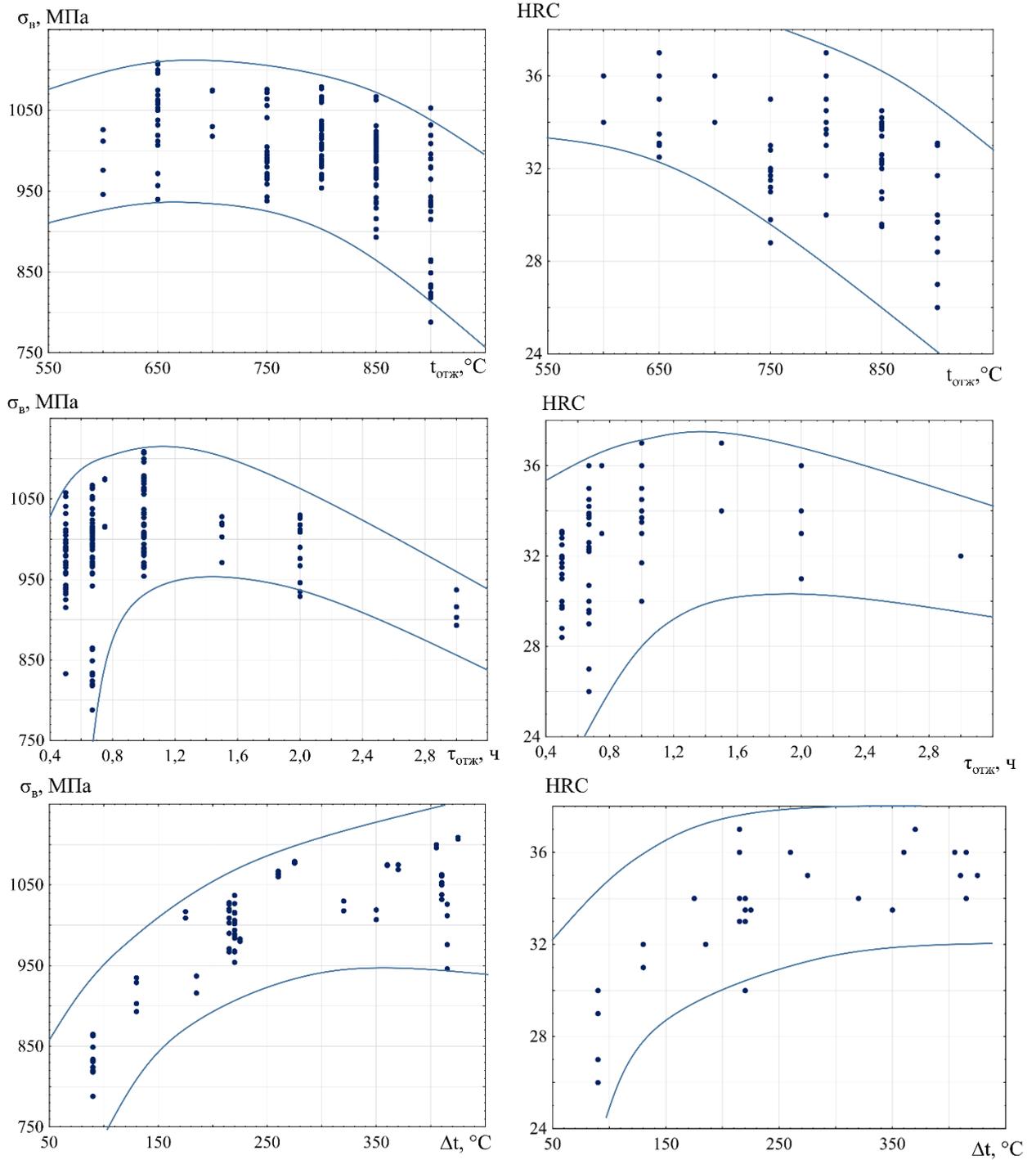


Рисунок 3.2.17 – Зависимость предела прочности и твердости прутков \varnothing 15-150 мм сплава ВТ6 от температуры и продолжительности отжига, разности между T_{III} и температурой отжига.

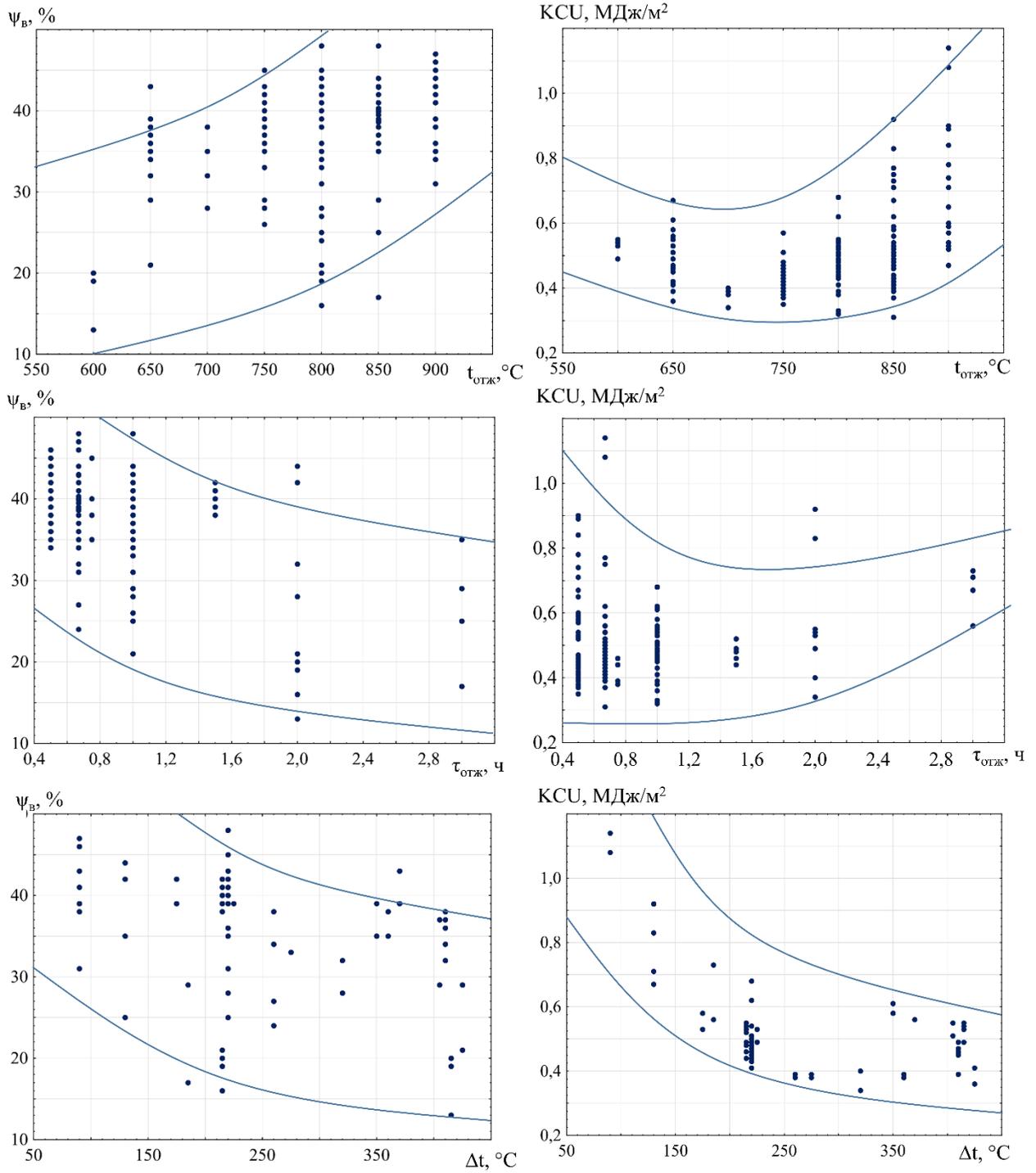


Рисунок 3.2.18 – Зависимость поперечного сужения и ударной вязкости прутков $\varnothing 15-150$ мм сплава ВТ6 от температуры и продолжительности отжига, разности между $T_{пп}$ и температурой отжига.

При этом относительное удлинение слабо зависит от температуры отжига. Полученные результаты сопоставимы с литературными данными (рис. 1.4.3, табл. 1.4.5), [42; 190]. В соответствии с рис. 1.4.3 повышение $t_{отж}$ с 700 до 900°C привело к снижению предела прочности прутков \varnothing 12 мм (одной плавки) с ~1160 до ~1080 МПа (~40 МПа на 100°C) и повышению ψ с ~50 до ~60% (~5,0% на 100°C).

Многофакторный корреляционный анализ показал, что совместное влияние степени легирования, режимов отжига и диаметра прутка на предел прочности и поперечное сужение сплава ВТ6 более существенно по сравнению с однофакторным анализом, так как коэффициенты множественной корреляции возросли до 0,7÷0,9 (табл. 3.2.12).

Таблица 3.2.12

Зависимость механических свойств прутков сплава ВТ6 (15-150 мм) от химического состава, режимов отжига и диаметра прутка

№	Регрессионная модель*	R	Стат. ошибка	Кол-во образцов
1	$\sigma_B = \sigma_0 + 35 \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} + 30,4 \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} + 1,8 \cdot \Delta t - 0,0027 \cdot \Delta t^2 - 0,43 \cdot d$	0,89	45,0 МПа	74
2	$\delta = \delta_0 - 1,57 \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} + 0,008 \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} - 0,005 \cdot \Delta t - 0,064 \cdot d$	0,68	1,7 %	162
3	$\psi = \psi_0 - 2,46 \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} + 0,006 \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} - 0,03 \cdot \Delta t - 0,13 \cdot d$	0,68	5,2%	74
4	$KCU = KCU_0 - 0,014 \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} - 0,002 \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} - 0,0083 \cdot \Delta t + 0,000013 \cdot \Delta t^2 - 0,09 \cdot \tau_{отж} - 0,024 \cdot \tau_{отж}^2 + 0,003 \cdot d$	0,90	0,12 МДж/м ²	64
5	$HRC = 4,4 + 2,25 \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} - 2,18 \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} + 0,0077 \cdot \Delta t + 0,55 \cdot \tau_{отж} - 0,02 \cdot d$	0,86	1,5 HRC	74
6	$d_{отп} = 4,7 - 0,106 \cdot [Al]_{ЭКВ}^{СТР} - 0,071 \cdot [Mo]_{ЭКВ}^{СТР} - 0,004 \cdot \Delta t - 0,07 \cdot \tau_{отж} + 0,001 \cdot d$	0,86	0,08 мм	74

* - жирным выделены значимые значения.

Для прогнозирования целесообразно использовать нелинейные множественные модели (табл. 3.2.12), которые справедливы для прутков с $[Al]_{ЭКВ}^{cmp} = 7,0 \div 10,0\%$, $[Mo]_{ЭКВ}^{cmp} = 2,5 \div 4,0\%$, $\Delta t = 50 \div 450^\circ\text{C}$, $t_{отж} = 600^\circ\text{C} \div T_{пп}$. Свободные члены σ_0 , δ_0 , ψ_0 , KCU_0 зависят от типа структуры (табл.3.2.13):

Таблица 3.2.13

Влияние типа структуры прутков сплава ВТ6 (15-150 мм) на механические свойства

Тип структуры	σ_0 , МПа		δ_0 , %		ψ_0 , %		KCU_0 , МДж/м ²	
	Среднее ± стат.ошибка	Доверит. интервал	Среднее ± стат.ошибка	Доверит. интервал	Среднее ± стат.ошибка	Доверит. интервал	Среднее ± стат.ошибка	Доверит. интервал
Глобулярная	378±5,5	367-389	33±0,3	32-34	70±0,7	69-71	1,75±0,02	1,7-1,8
Переходная	370±6,7	355-385	32±0,4	31-33	72±0,8	70-74	1,78±0,03	1,7-1,8
Смешанная	360±7,8	340-380	31±0,3	30-32	69±0,5	68-70	1,76±0,02	1,7-1,8
Пластинчатая	335±9,9	324-346	30±0,5	28-32	65±1,4	62-68	1,9±0,02	1,8-2,0

На основе пошагового регрессионного анализа было установлено, что предел прочности и характеристики пластичности прутков от продолжительности отжига (в интервале 0,5-3,0 ч) со

статистической точки зрения зависят очень слабо, так как факторные коэффициенты регрессии незначимы. С увеличением диаметра прутка наблюдается снижение как прочностных, так и пластических характеристик. В частности, в соответствии с моделью №1 увеличение диаметра прутка на 100 мм (с 15 до 150 мм) сопровождается снижением предела прочности в среднем на 43 МПа.

Все полученные для прутков Ø15-150 мм модели имеют высокие значения коэффициента корреляции ($\geq 0,7$) и позволяют проводить оценку предела прочности с ошибками, типичными для производственных условий.

Для исключения влияния диаметра прутка на втором этапе были исследованы химический состав слитков сплава ВТ6 и механические свойства катаных прутков (диаметром 15-60 мм). Объем выборки – 140 образцов. Интервалы изменения факторов аналогичны пруткам 15-150 мм после простого отжига. На основе металлографического анализа (табл. 3.2.14) было установлено, что в исходном состоянии (после прокатки) 90 % прутков диаметром 15-60 мм имеют баллы макро 1, 2, 3 и микро – 1, 2, 3, 4. По типу структуры 14% образцов имели глобулярную структуру, 34% – переходную, 50% – смешанную, 1% – корзинчатую, 1% – пластинчатую (табл. 3.2.15).

Таблица 3.2.14

Результаты макро и микроструктурного анализа 140 образцов сплава ВТ6 после прокатки и простого отжига (охлаждение на воздухе) прутков Ø15-60 мм

После деформации				После отжига	
Балл макроструктуры	Число образцов	Балл микроструктуры	Число образцов	Балл микроструктуры	Число образцов
1	20	1	26	1	25
2	78	2	50	2	50
3	28	3	34	3	47
4	9	4	16	4	11
5	5	5	10	5	5
6	-	6	2	6	-
7	-	7	-	7	-
8	-	8	2	8	-
9	-	9	-	9	2
10	-	-	-	-	-

После отжига прутки преимущественно имели микроструктуру с баллом 1, 2, 3 (86%) и типы I (30%), II (24%) и III (42%) (табл. 3.2.14, 3.2.15). Отжиг в $\alpha+\beta$ -области при температурах 600-900 °С или не изменил, или несколько укрупнил отдельные элементы структуры, но в большинстве случаев (для ~70% прутков) сохранил тот же тип структуры, что и в деформированных полуфабрикатах (рис. 3.2.19). Около ~30% прутков с переходной и смешанной структурой после отжига приобрели структуру глобулярного типа.

Результаты микроструктурного анализа 140 образцов сплава ВТ6
после прокатки и простого отжига (охлаждение на воздухе) прутков Ø15-60 мм

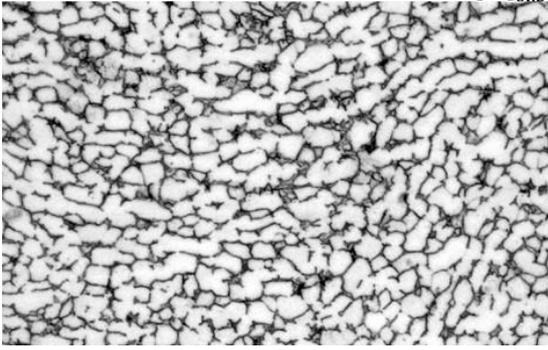
Тип структуры	После деформации		После отжига	
	Число образцов	Доля образцов %	Число образцов	Доля образцов %
I (глобулярная)	20	14	42	30
II (переходная)	45	33	34	24
III (смешанная)	70	50	58	42
IV (корзинчатая)	2	1,5	0	0
V (пластинчатая)	2	1,5	6	4

В табл. 3.2.18 приведены механические свойства прутков 15-60 мм с разным типом структуры после отжига по различным режимам. Средний уровень механических свойств прутков с глобулярной, переходной и смешанной структурами мало отличается друг от друга. Предел прочности и твердость HRC прутков с пластинчатой структурой значительно ниже (при более высоких значениях пластичности) по сравнению с другими структурами, что, скорее всего, связано не только с влиянием типа структуры, но и с меньшей степенью легирования этих образцов.

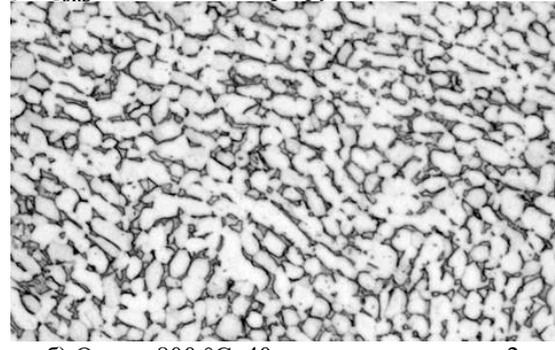
Было оценено влияние на механические свойства химического состава прутков с тремя типами структуры (глобулярной, смешанной, переходной), так как количество данных для корзинчатой (0 образцов) и пластинчатой (6 образцов) структуры недостаточно для анализа. Доля вариации прочностных свойств, обусловленная влиянием только химического состава, составляет от 30 до 50%. Для поперечного сужения и ударной вязкости - 10-25% (табл. 3.2.16). Влияние типа структуры (I, II или III) на все свойства несколько меньше, а балл микроструктуры (1, 2, 3, 4) не оказывает на них никакого влияния. Совместное влияние $[Al]_{ЭКВ}^{стр}$, $[Mo]_{ЭКВ}^{стр}$ (или $[Al]_{ЭКВ}^{пр}$, $[Mo]_{ЭКВ}^{пр}$) и типа структуры определяет 45-60% колебаний прочностных свойств, 10 и 30% - поперечного сужения и ударной вязкости, менее 10% - относительного удлинения.

Размеры структурных составляющих для разных типов структур приведены в табл. 3.2.18. Повышение температуры отжига и увеличение его продолжительности немного увеличивает параметры всех типов структуры (коэффициенты корреляции 0,2-0,6), но их влияние на свойства незначительно из-за небольшого разброса. Наблюдаются тенденции снижения предела прочности и повышение характеристик пластичности с увеличением всех размеров структурных составляющих и количества первичной α -фазы.

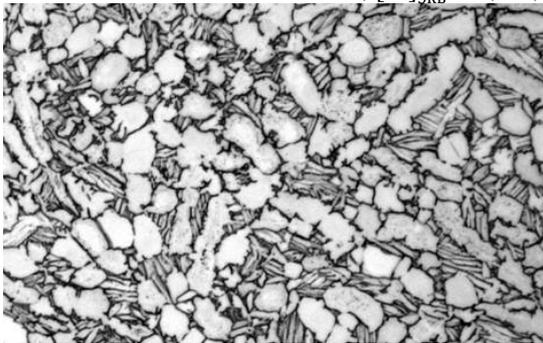
Таким образом, проведенные исследования показали, что кратковременные механические свойства прутков диаметром 15-150 мм с глобулярной, переходной и смешанной структурами в большей степени зависят от колебаний марочного состава и режимов отжига, чем от типа, балла и параметров структуры (в исследованных пределах).

Структура после прокаткиПлавка 1И-051, $T_{\text{ПП}} = 1060 \text{ }^\circ\text{C}$, $[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 9,0\%$, $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 3,4\%$; диаметр прутка 35 мм

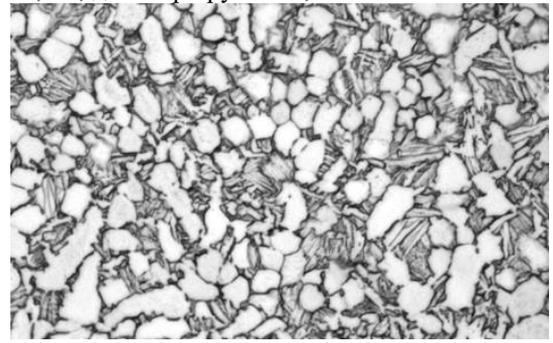
а) макро 2, микро 2

Структура после отжига

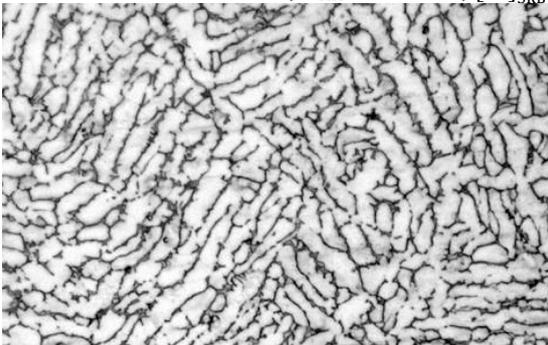
б) Отжиг 800 °C, 40 мин, воздух; микро 2

Плавка 1И-237, $[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 7,9\%$, $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 3,1\%$; диаметр прутка 26,5 мм

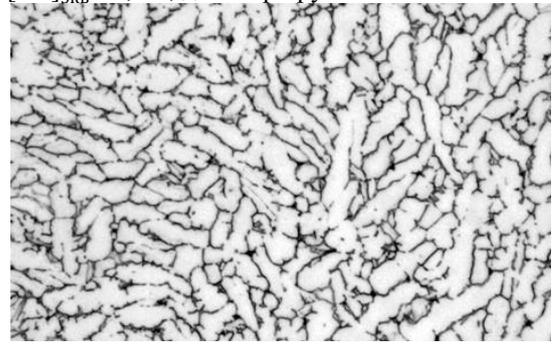
в) макро 2, микро 3



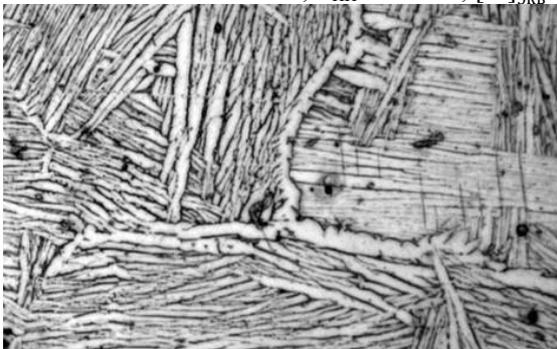
г) Отжиг 750 °C, 30 мин, воздух; микро 3

Плавка 13-526, $T_{\text{ПП}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, $[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 8,5\%$, $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 3,4\%$; диаметр прутка 50 мм

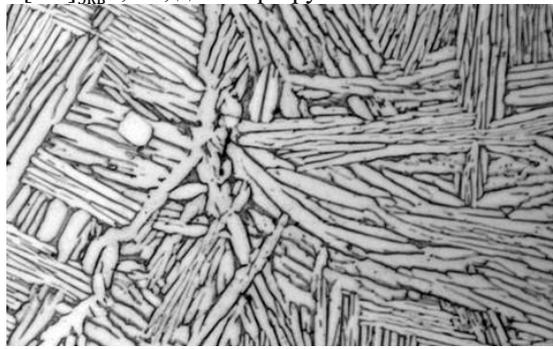
д) макро 5, микро 5



е) Отжиг 650 °C, 1 ч, воздух; микро 5

Плавка 1Е-471, $T_{\text{ПП}} = 990 \text{ }^\circ\text{C}$, $[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 7,2\%$, $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 3,0\%$; диаметр прутка 45 мм

ж) макро 3, микро 6



з) Отжиг 900 °C, 40 мин, воздух; микро 5

Рисунок 3.2.19 – Микроструктура прутков сплава ВТ6 в исходном состоянии (после прокатки) и после отжига: исходная структура – глобулярная (а, б), смешанная с глобулярной формой первичной α -фазы (в, г), переходная (д, е), корзинчатая, пластинчатая (ж, з), $\times 450$

Доля вариации механических свойств прутков* Ø 15-60 мм сплава ВТ6
в зависимости от различных факторов после отжига

Факторы	Доля вариации свойств, %					
	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	HRC	НВ ($d_{отп}$) мм
Тип структуры (I, II, III)	31	1	2	15	30	17
Балл микроструктуры (1, 2, 3, 4)	2	1	3	7	2	1
Диаметр прутка	1	2	3	1	5	2
Химический состав [Al] _{ЭКВ} ^{стр} , [Mo] _{ЭКВ} ^{стр}	30	4	10	25	50	20
Тип структуры, химический состав	45	5	10	30	60	28

В табл. 3.2.17 и на рис. 3.2.20 приведены результаты статистического анализа взаимосвязи механических свойств сплава ВТ6, позволяющие оценить зависимости поперечного сужения, твердости и ударную вязкость в зависимости от предела прочности для прутков разного диаметра. Относительное удлинение целесообразно оценивать по модели №7 в зависимости от уровня поперечного сужения, а не от предела прочности прутков.

Таблица 3.2.17

Результаты регрессионного анализа взаимосвязи механических свойств
сплава ВТ6 после простого отжига

№	Регрессионная модель	R	Стат. ошибка	Количество образцов
Прутки 15-150 мм				
1	$\delta = 15,05 + 0,002 \cdot \sigma_B - 0,05 \cdot d$	0,54	2,0 %	162
2	$\psi = 77,4 - 0,04 \cdot \sigma_B - 0,15 \cdot d$	0,64	5,2 %	162
3	$КСУ = 2,26 - 0,002 \cdot \sigma_B + 0,0005 \cdot d$	0,66	0,1 МДж/м ²	152
4	$HRC = 2,98 - 0,029 \cdot \sigma_B + 0,021 \cdot d$	0,77	1,5	162
5	$d_{отп} = 4,72 - 0,00124 \cdot \sigma_B - 0,00071 \cdot d$	0,59	0,1 мм	162
6	$HRC = 77,94 - 13,14 \cdot d_{отп} + 0,006 \cdot d$	0,73	1,6	162
7	$\delta = 13,7 + 0,08 \cdot \psi - 0,04 \cdot d$	0,57	1,9 %	162
Прутки 15-60 мм				
8	$\delta = 14,1 + 0,4 \cdot \psi$	0,1	1,9 %	140
9	$\psi = 65,79 - 0,03 \cdot \sigma_B$	0,36	4,2 %	140
10	$КСУ = 2,24 - 0,0017 \cdot \sigma_B$	0,63	0,11 МДж/м ²	132
11	$HRC = 3,73 - 0,029 \cdot \sigma_B$	0,75	1,52	140
12	$d_{отп} = 4,68 - 0,0012 \cdot \sigma_B$	0,56	0,12 мм	140
13	$HRC = 75,99 - 12,5 \cdot d_{отп}$	0,7	1,64	140

Примечание: жирным шрифтом отмечены значимые коэффициенты линейной корреляции

Таблица 3.2.18

Механические свойства прутков диаметром 15-60 мм сплава ВТ6 после отжига (в числителе диапазон, в знаменателе – среднее)

Тип и параметры структуры	Число и доля (%) образцов	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	[Al] _{ЭКВ} ^{ПР} , %	[Mo] _{ЭКВ} ^{ПР} , %	T _{отж} , °C	τ _{отж} , Ч	Δt, °C	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	КСУ, МДж/м ²	НRC	НВ (d _{отп}) мм
I (глобулярная) a _α = 2,9-5,9 мкм	42 (30 %)	<u>7,7-9,1</u> 8,7	<u>3,0-3,5</u> 3,2	<u>9,6-11,4</u> 10,7	<u>2,4-2,8</u> 2,6	<u>650-850</u> 798	<u>0,5-1,0</u> 0,8	<u>175-410</u> 258	<u>967-1076</u> 1021	<u>10-20</u> 16,2	<u>24-48</u> 37,7	<u>0,31-0,58</u> 0,46	<u>30-36</u> 33,7	<u>3,35-3,6</u> 3,4
II (переходная) b ₁ = 2,1-5,1 мкм	34 (24 %)	<u>7,0-9,6</u> 8,7	<u>2,9-4,1</u> 3,3	<u>8,1-11,8</u> 10,7	<u>2,3-3,2</u> 2,6	<u>650-900</u> 794	<u>0,5-1,5</u> 0,8	<u>215-405</u> 289	<u>915-1100</u> 1013	<u>12-18</u> 15,1	<u>29-48</u> 38,7	<u>0,38-0,9</u> 0,52	<u>30-37</u> 33,8	<u>3,3-3,6</u> 3,4
III (смешанная) a _α = 2,5-5,7 мкм b ₂ = 1,7-3,0 мкм	58 (42 %)	<u>7,0-9,1</u> 8,3	<u>2,8-3,9</u> 3,2	<u>8,1-11,5</u> 10,2	<u>2,3-3,2</u> 2,6	<u>650-900</u> 802	<u>0,5-1,0</u> 0,6	<u>90-425</u> 301	<u>788-1109</u> 981	<u>10-20</u> 15,7	<u>21-46</u> 38,7	<u>0,35-0,84</u> 0,52	<u>27-36</u> 31,8	<u>2,85-3,75</u> 3,5
IV (корзинчатая)	0	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
V (пластинчатая) b ₁ = 3,1-3,5 мкм	6 (4 %)	<u>7,2-8,1</u> 7,5	<u>3,0-3,1</u> 3,0	<u>8,2-9,8</u> 8,7	<u>2,4-2,4</u> 2,4	<u>900-900</u> 900	<u>0,7-0,7</u> 0,7	<u>90-90</u> 90	<u>818-865</u> 837	<u>15-19</u> 16	<u>38-47</u> 41	<u>1,08-1,14</u> 1,11	<u>26-30</u> 27,7	<u>3,6-3,8</u> 3,7
I-V	140 (100%)	<u>7,0-9,6</u> 8,5	<u>2,8-4,1</u> 3,2	<u>8,1-11,8</u> 10,4	<u>2,3-3,2</u> 2,6	<u>650-900</u> 803	<u>0,5-1,5</u> 0,7	<u>90-425</u> 256	<u>788-1109</u> 994	<u>10-20</u> 15,7	<u>21-48</u> 38,5	<u>0,31-1,14</u> 0,51	<u>26-37</u> 32,7	<u>2,85-3,8</u> 3,5
Абсолютный общий разброс (max - min)		2,6	1,3	3,7	0,9	250	1,0	335	321	10	27	0,83	11	0,95
Абсолютный разброс средних (max - min)		1,2	0,2	2,0	0,2	106	0,2	211	184	1,1	3,3	0,65	6,1	0,3
Требования ОСТ1 90266-86									900-1050	≥10	≥30	≥0,4	-	3,3-3,8

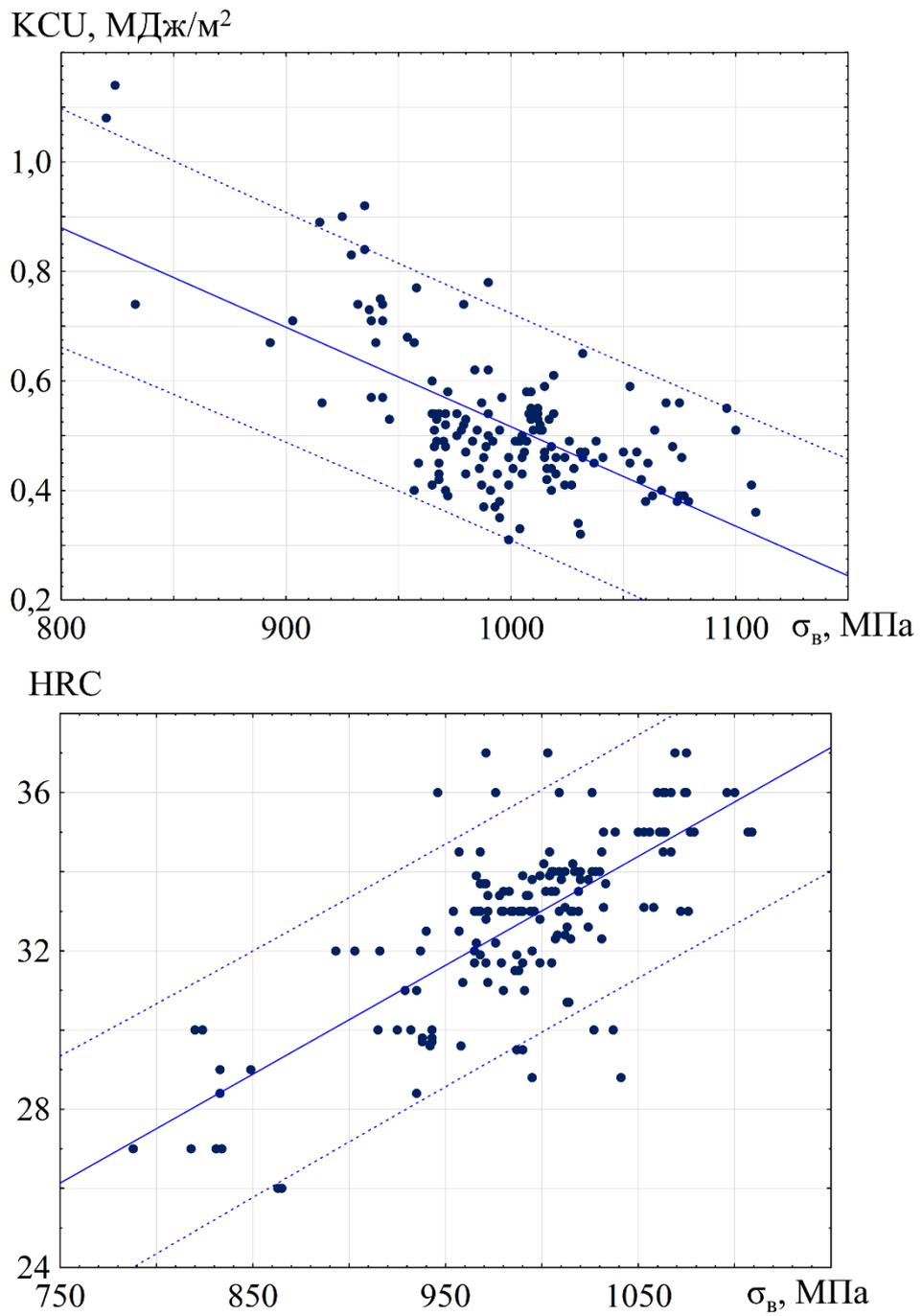


Рисунок 3.2.20 – Регрессионные зависимости ударной вязкости и твердости HRC от предела прочности прутков $\varnothing=15-60$ мм сплава ВТ6 после отжига

3.2.4. Статистические исследования стабильности химического состава, структуры и комплекса механических свойств поковок сплава ВТЗ-1

Объектами исследования послужили 183 поковки промышленного производства из сплава ВТЗ-1 (13 типоразмеров) разных плавок, изготовленных в 2000-2014 гг. (табл. 2.1.1). Диапазон и средние значения легирующих элементов, примесей и механических свойств поковок из сплавов ВТЗ-1 всех исследованных типоразмеров в целом соответствуют нормативной документации (табл. 3.2.19, 3.2.20). Прочностные и пластические свойства изменяются в довольно широких пределах. Так, например, разница между максимальным и минимальным значениями предела прочности для однотипных поковок может достигать 150 МПа, коэффициент вариации –2-5%. Более высокий разброс значений имеют ударная вязкость и пластические свойства. Для этих характеристик величина коэффициента вариации на порядок выше, чем для временного сопротивления разрыву. Для относительного удлинения и поперечного сужения он равен 6-12%; для ударной вязкости – 8-16% соответственно. Колебания механических свойств могут существенно зависеть от конкретной технологии штамповки, габаритов поковок и режимов термической обработки. Поэтому для исключения этих факторов было исследовано влияние структуры и содержания легирующих элементов и примесей на механические свойства поковок каждого типоразмера.

Таблица 3.2.19

Статистические характеристики химического состава (% м.) поковок

Статистические характеристики	Al	Mo	V	Cr	C	N	Fe	Si	O
сплав ВТЗ-1 (типоразмер №1)									
Диапазон по НД*	5,5-7,0	2,0-3,0	-	0,8-2,0	≤0,10	≤0,05	0,2-0,7	0,15-0,4	≤0,15
Диапазон значений по факту	6,22-6,85	2,22-2,57	-	1,35-1,67	0,007-0,02	0,003-0,006	0,31-0,46	0,24-0,36	0,010-0,012
Выборочное среднее	6,56	2,43	-	1,52	0,013	0,004	0,41	0,31	0,11
Стандартное отклонение	0,20	0,12	-	0,12	0,004	0,001	0,05	0,03	0,007
Коэффициент вариации, %	3,0	5,0	-	8,0	31,0	25,0	12,0	10,0	6,0
сплав ВТЗ-1 (типоразмер №9)									
Диапазон значений по факту	6,46-6,76	2,28-2,69	-	1,42-1,63	0,006-0,023	0,003-0,006	0,33-0,48	0,26-0,32	0,010-0,013
Выборочное среднее	6,64	2,43	-	1,53	0,013	0,004	0,43	0,30	0,11
Стандартное отклонение	0,10	0,12	-	0,07	0,005	0,001	0,04	0,02	0,01
Коэффициент вариации, %	2,0	5,0	-	4,5	33,0	27,0	8,0	6,5	7,5

Примечание: * - ОСТ 192077-91, ** - ОСТ 1 90013-81.

Для того чтобы оценить степень влияния колебаний химического состава на разброс механических свойств, были определены коэффициенты парной и множественной корреляции (табл. 3.2.21). Как и для сплава Ti-6Al-4V, изменение содержания каждого элемента по отдельности или не влияет, или слабо влияет на свойства поковок, что обусловлено небольшими интервалами их изменения в пределах марочного состава. Их совместное действие, которое

можно оценить с помощью структурных $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ и прочностных эквивалентов $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$, оказалось более существенным и значимым.

Таблица 3.2.20

Статистические характеристики эквивалентов и механических свойств
штампованных поковок из сплава ВТЗ-1

Статистические характеристики	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ %	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ %	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$ %	$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$ %	σ_b , Мпа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	КСТ, МДж/м ²
сплав ВТЗ-1 (типоразмер №1, продольное направление)									
Диапазон по НД*	-	-	-	-	950-1200	≥10	≥25	≥0,3	-
Диапазон значений по факту	7,6-8,3	5,4-6,5	9,7-10,8	4,5-5,3	1024-1116	12,8-22,4	27,1-49,0	0,31-0,68	-
Выборочное среднее	7,9	6,0	10,1	4,9	1068	17,6	38,1	0,43	-
Стандартное отклонение	0,28	0,42	0,40	0,32	22,1	2,1	4,1	0,07	-
Коэффициент вариации, %	3,6	7,0	3,9	6,5	2,0	11,9	10,7	16,2	-
сплав ВТЗ-1 (типоразмер №9, поперечное направление)									
Диапазон по НД*	-	-	-	-	950-1200	≥8	≥20	≥0,3	-
Диапазон значений по факту	7,7-8,3	5,7-6,5	9,7-10,7	4,7-5,4	1006-1162	9,0-17,2	20,0-35,5	0,33-0,56	-
Выборочное среднее	7,9	6,1	10,1	5,0	1075	12,0	26,0	0,39	-
Стандартное отклонение	0,16	0,25	0,27	0,20	36,0	2,2	3,7	0,05	-
Коэффициент вариации, %	2,0	4,0	2,6	4,0	3,3	18,3	14,3	13,4	-

Примечания: * - ТУ 1-805-090-80, ** - ТУ1-805-170-94, *** - ОСТ1 90197-89.

По НД диапазон легирования Al, V и Vj соответствует 1,0-1,5%, а суммарные минимальные и максимальные содержания легирующих элементов без учета кислорода и азота отличаются на 4,5% для сплава ВТЗ-1. Фактическая величина диапазона легирования основными компонентами в слитках изменялась от 0,5 до 1,2%, а «трехсигмовый» интервал – от 0,75 до 1,5 %, что соответствует ~ (0,5-1,0) поля допуска. Суммарное содержание легирующих элементов и примесей, выраженное через эквиваленты, может изменяться в довольно широком диапазоне. Абсолютная разница между максимальными и минимальными значениями может достигать ~ 2-3%, а «трехсигмовый» интервал – 3-4% (табл. 3.2.22). В итоге значимая доля вариации ($\gamma=R^2 \cdot 100\%$) предела прочности поковок разных типоразмеров, обусловленная колебаниями химического состава, выраженного через эквиваленты по алюминию и молибдену, может колебаться от 25 до 65% (табл. 3.2.22). При этом, естественно, чем больше «трехсигмовый» интервал легирования, тем больше доля вариации прочности (рис. 3.2.21). Для пластических характеристик и КСУ этот показатель равен ~10-30%.

Коэффициенты корреляции R между механическими свойствами
и химическим составом поковок сплава ВТЗ-1

№	Факторы	Коэффициент корреляции R*				
		σ_B	δ	ψ	КСУ	КСТ
Сплав ВТЗ-1 (типоразмер №1, продольное направление)						
1	Al	0,64	-0,21	-0,4	-0,4	-
2	Mo	0,56	-0,1	-0,2	-0,3	-
3	Cr	0,55	0,01	-0,2	-0,4	-
4	C	0,33	-0,17	-0,1	-0,2	-
5	Fe	0,45	-0,02	-0,24	-0,2	-
6	N	0,17	-0,1	0,1	0,1	-
7	O	0,13	-0,3	0,2	0,1	-
8	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР}	0,54	-0,26	-0,5	-0,3	-
9	[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР}	0,56	-0,21	-0,35	-0,25	-
10	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} , [Mo] _{ЭКВ} ^{СТР}	0,66	0,22	0,53	0,33	-
Сплав ВТЗ-1 (типоразмер №9, поперечное направление)						
1	Al	0,37	-0,23	-0,44	-0,27	-
2	Mo	0,48	-0,3	-0,28	-0,6	-
3	Cr	0,17	0,12	-0,24	-0,4	-
4	C	0,1	0,13	-0,4	-0,14	-
5	Fe	0,14	0,14	-0,12	-0,1	-
6	N	0,3	-0,28	0,15	-0,16	-
7	O	0,4	-0,15	0,1	-0,23	-
8	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР}	0,5	0,23	-0,38	-0,33	-
9	[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР}	0,4	0,21	-0,32	-0,52	-
10	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} , [Mo] _{ЭКВ} ^{СТР}	0,51	0,22	0,4	0,53	-

Примечание: * - жирным шрифтом выделены значимые коэффициенты корреляции.

Полученные результаты показывают, что предел прочности сплава ВТЗ-1, как и сплава ВТ6, может достаточно сильно зависеть от колебаний химического состава сплавов, в то время как другие свойства в меньшей степени реагируют на изменение химического состава в исследованных пределах (рис. 3.2.22). Возможно, это связано с тем, что при корреляционном анализе не была учтена роль структуры поковок. Как было показано выше, этот фактор может иметь существенное значение [65; 69]. Для оценки доли вариации структуры в статистическую обработку были введены структурные факторы (тип структуры, подтип структуры, размеры структурных составляющих). Данные металлографического анализа показали, что поковки сплава ВТЗ-1 имели допустимые структуры I, II, III, IV и V типов в соответствии с типовой 7-балльной шкалой структур (рис. 3.2.23), при этом приблизительно 90-95% исследованных поковок имели преимущественно равноосную, переходную и смешанную структуры.

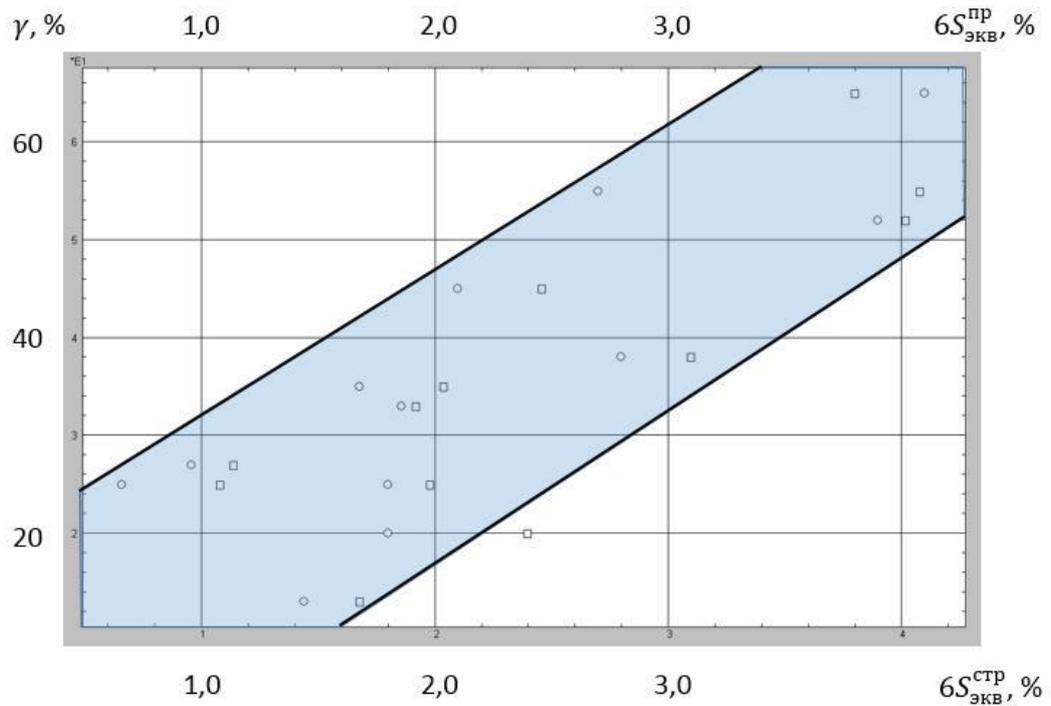


Рисунок 3.2.21 – Зависимость доли вариации γ предела прочности сплава ВТЗ-1, обусловленной колебаниями марочного состава, от величины статистического диапазона легирования $6S$, эквивалентного $[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}} + [Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}$.

Таблица 3.2.22

Результаты корреляционного анализа зависимости предела прочности* поковок от эквивалентов* по алюминию и молибдену

Условный шифр поковки	Кол-во образцов	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{стр}} + [Mo]_{\text{экв}}^{\text{стр}}, \%$	$[Al]_{\text{экв}}^{\text{пр}} + [Mo]_{\text{экв}}^{\text{пр}}, \%$	$\sigma_b, \text{МПа}$	R^{**}	Доля** вариации, %
Сплав ВТЗ-1 (продольное направление)						
№1	62	$\frac{13,0-14,8}{0,65}$	$\frac{14,2-16,1}{0,67}$	$\frac{1024-1116}{22}$	0,66	42
№2	24	$\frac{13,1-14,4}{0,45}$	$\frac{14,0-16,1}{0,68}$	$\frac{1004-1095}{24}$	0,75	55
№3	14	$\frac{13,7-14,6}{0,30}$	$\frac{14,8-16,0}{0,40}$	$\frac{1017-1101}{20}$	0,40	20
№4	10	$\frac{13,5-14,3}{0,24}$	$\frac{14,6-15,6}{0,28}$	$\frac{1040-1104}{18}$	0,35	13
№5	36	$\frac{13,3-14,8}{0,48}$	$\frac{14,2-15,9}{0,43}$	$\frac{1020-1172}{37}$	0,81	65
№6	14	$\frac{13,5-14,6}{0,16}$	$\frac{14,7-15,6}{0,19}$	$\frac{1029-1122}{20}$	0,52	27
Сплав ВТЗ-1 (поперечное направление)						
№7	36	$\frac{13,4-14,6}{0,31}$	$\frac{14,5-15,6}{0,32}$	$\frac{1059-1150}{23}$	0,58	33
№8	38	$\frac{13,4-14,6}{0,30}$	$\frac{14,4-15,9}{0,33}$	$\frac{1030-1146}{24}$	0,50	25
№9	44	$\frac{13,4-14,7}{0,35}$	$\frac{14,3-15,9}{0,41}$	$\frac{1006-1162}{36}$	0,58	35

Примечание: * - в числителе диапазон значений, в знаменателе – стандартное отклонение; ** - жирным шрифтом выделены значимые значения.

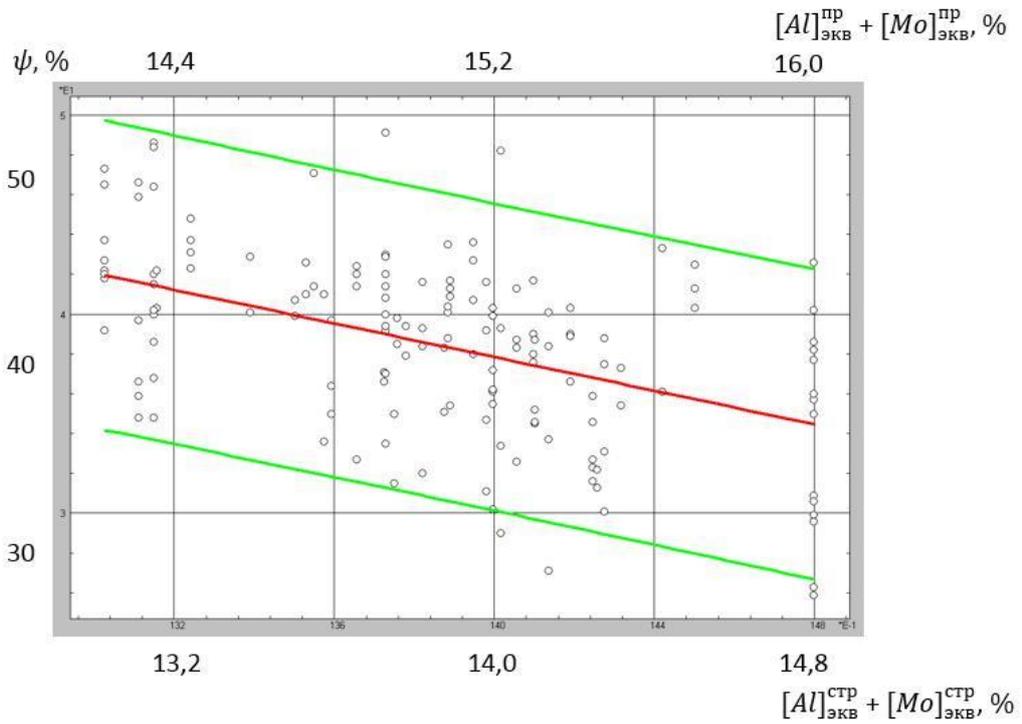
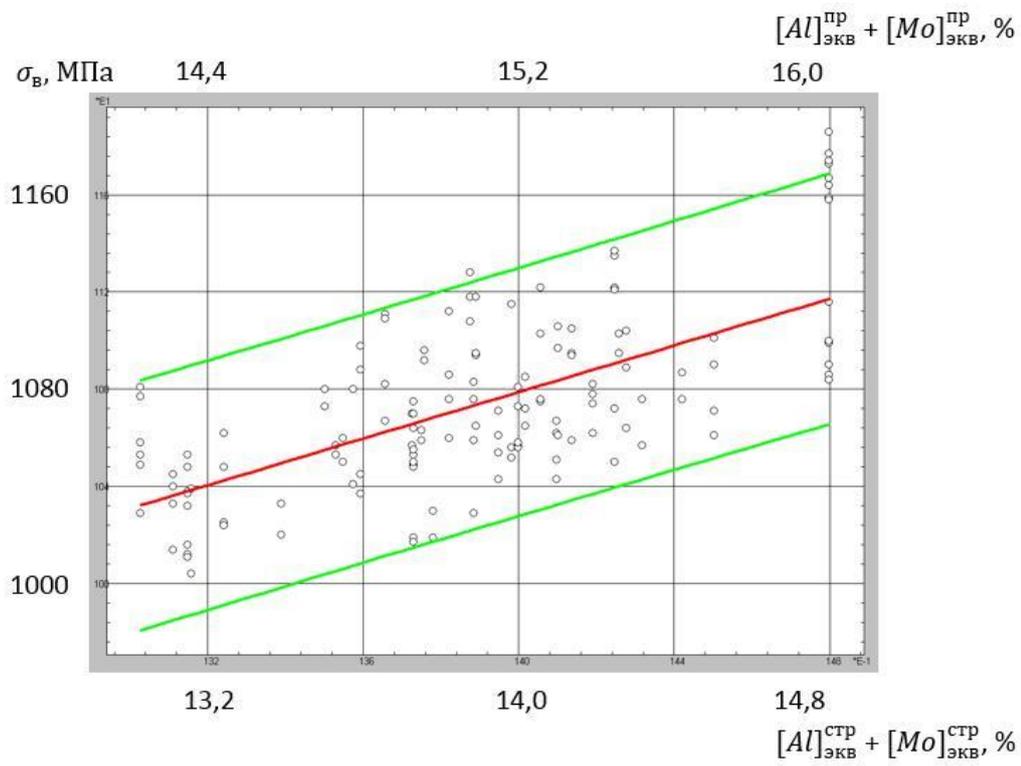


Рисунок 3.2.22 – Зависимость механических свойств сплава ВТЗ-1 от суммы структурных эквивалентов по алюминию и молибдену.

Пластинчатые структуры IV типа (без оторочки по границе β -зерна) и V типа (с видимой границей зерен) встречались только в виде комбинации с другими структурами. Средние значения механических свойств в целом незначительно зависят от типа структуры (табл. 3.2.23). Вместе с тем можно отметить, что образцы с глобулярной структурой имеют более высокие характеристики прочности по сравнению со смешанными и пластинчатыми структурами. При переходе от структуры I типа к V типу (т.е. от равноосной к переходной, смешанной и далее к равноосной + пластинчатой, переходной + пластинчатой) наблюдается снижение предела прочности в среднем приблизительно на 20-30 МПа. Более высокие значения пластичности и ударной вязкости наблюдаются для образцов со смешанной и глобулярной структурами. Полученные результаты (табл. 3.2.23) показывают, что доля вариации предела прочности и пластических свойств, обусловленная влиянием структуры, составляет 18-20 и 10-15% соответственно. На основе проведенного анализа было установлено, что влияние подтипа структуры на механические свойства поковок сплава ВТЗ-1 более сильное, чем типа структуры. Увеличение параметров структурных составляющих для равноосной, переходной и смешанных структур приводит к снижению предела прочности поковок сплава ВТЗ-1 и повышению пластических характеристик, особенно поперечного сужения (рис. 3.2.24). Регрессионные зависимости предела прочности от толщины (диаметра) и длины α -зерен для структур I типа (3.2.7) и II типа (3.2.8) аналогичны соотношению Петча-Холла и имеют вид:

$$\sigma_B = \sigma_0 + (133 \pm 20) \cdot a_\alpha^{-1/2}, \quad (3.2.7)$$

$$\sigma_B = \sigma_0 + (58 \pm 12) \cdot a_\alpha^{-1/2} + (30 \pm 8) \cdot l_\alpha^{-1/2}, \quad (3.2.8)$$

Статистические характеристики моделей: $R=0,67$, $\gamma=45\%$, $S=17$ МПа для модели (3.2.7) и $R=0,76$, $\gamma=60\%$, $S=15$ МПа для модели (3.2.8). Для поперечного сужения получены соотношения:

$$\psi = \psi_0 + (0,58 \pm 0,12) \cdot a_\alpha, \quad (3.2.9)$$

$$\psi = \psi_0 + (0,41 \pm 0,1) \cdot a_\alpha + (0,2 \pm 0,08) \cdot l_\alpha, \quad (3.2.10)$$

Статистические характеристики: $R=0,45$, $\gamma=20\%$, $S=3\%$ и $R=0,48$, $\gamma=23\%$, $S=4\%$ соответственно для моделей (3.2.9) и (3.2.10).

На основе регрессионного анализа было установлено, что для сплава ВТЗ-1 свободные члены σ_0 и ψ_0 можно оценить в зависимости от химического состава по соотношениям:

$$\sigma_0 = k_\sigma \cdot 235 + (65 \pm 5) \cdot [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + (45 \pm 5) \cdot [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}, \quad (3.2.11)$$

$$\psi_0 = k_\psi \cdot 80 - (3,0 \pm 0,5) \cdot [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} - (1,5 \pm 0,2) \cdot [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}, \quad (3.2.12)$$

где 235 МПа и 80% – предел прочности и поперечное сужение титана высокой чистоты [2], k_σ и k_ψ – эмпирические (поправочные) коэффициенты, которые зависят от типоразмера поковок.

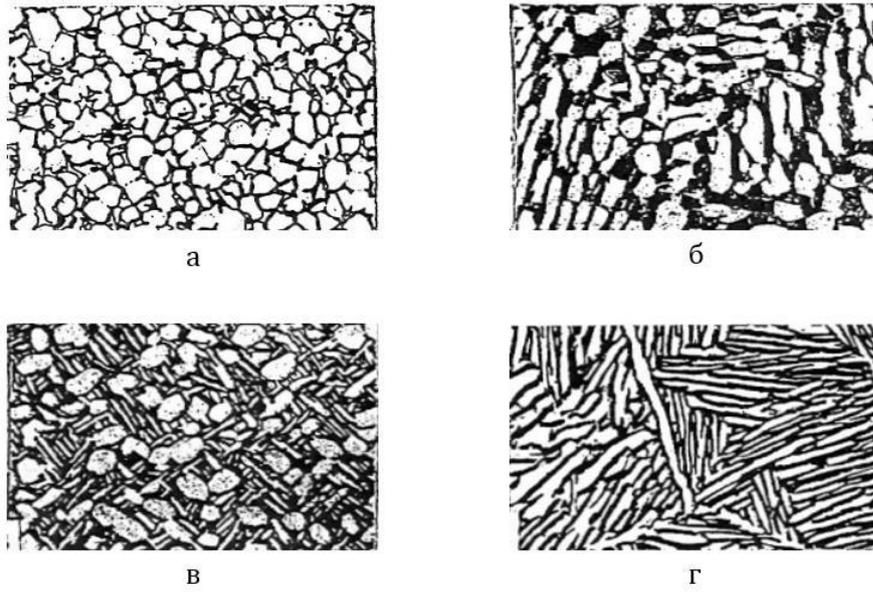


Рисунок 3.2.23 – Микроструктура поковок сплава ВТЗ-1: а – равноосная с глобулярной формой α -зерен (I тип); б – переходная или равноосная с вытянутой формой α -зерен (II тип); в – смешанная (III тип); г – пластинчатая (V тип), $\times 500$.

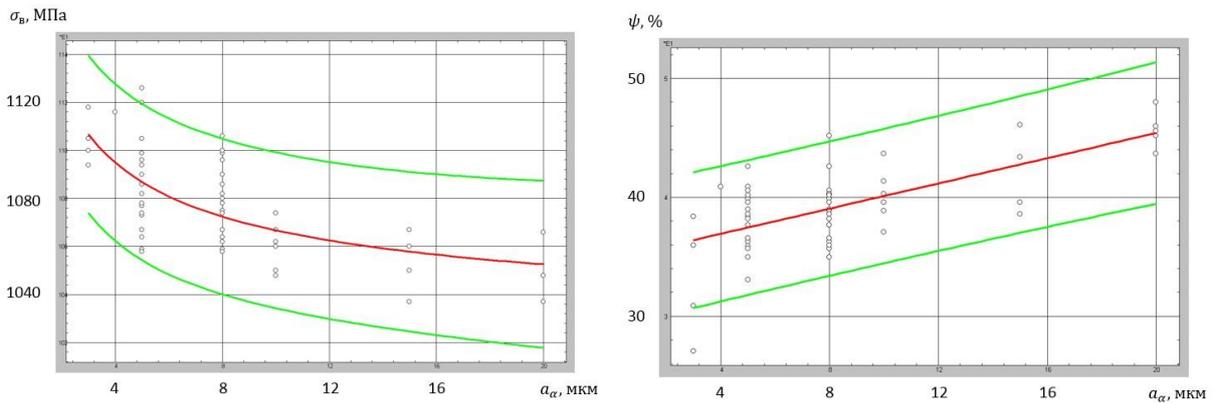


Рисунок 3.2.24 – Зависимость предела прочности и поперечного сужения сплава ВТЗ-1 от размера α -зерна (α_α) после изотермического отжига.

Механические свойства образцов сплава ВТЗ-1 с разной структурой

Тип структуры	Доля образцов, %	Размер* α -зерна, мкм	Длина α -зерна, мкм	σ_b , МПа		ψ , %		КСУ, МДж/м ²	
				диап.	среднее **	диап.	среднее **	диап.	среднее **
Типоразмер №1 (продольное направление)									
I равноосная структура	30	3,3-20,2	-	1047-1116	1077 ±9,5	27,1-45,2	38,7 ±1,5	0,31-0,68	0,49 ±0,04
II переходная структура	45	3,0-20,5	10,5-25,6	1029-1105	1066 ±8,7	27,1-48,2	39,7 ±1,4	0,31-0,60	0,41 ±0,02
III смешанная структура	17	$\frac{10-20}{3-5}$	-	1024-1100	1066 ±9,3	36,0-49,0	43,2 ±1,9	0,36-0,53	0,40 ±0,04
V пластинчатая структура	8	5-10	-	1024-1094	1054 ±8,8	27,1-44,8	38,0 ±1,6	0,33-0,48	0,40 ±0,05
Разброс свойств				92	23	21,1	5,2	0,37	0,09
Доля вариации свойств из-за типа структуры, %				20		15		15	
Доля вариации свойств из-за химического состава, %				42		28		11	
Доля вариации свойств из-за структуры и химического состава, %				48		30		18	
типоразмер №9 (поперечное направление)									
I равноосная структура	10	5,2-15,5	-	1074-1124	1097 ±18,5	22,3-28,7	27,4 ±1,8	0,34-0,44	0,37 ±0,03
II переходная структура	45	5,5-21,0	10,2-25,3	1006-1162	1071 ±14,8	20,2-35,5	25,7 ±1,5	0,3-0,56	0,40 ±0,02
III смешанная структура	40	$\frac{5-25}{1-5}$	-	1006-1115	1074 ±12,2	20,2-35,5	27,0 ±1,2	0,33-0,56	0,38 ±0,02
IV и V пластинчатая структура	5	5-25	-	1014-1089	1064 ±21,0	22,0-30,5	24,0 ±2,2	0,30-0,46	0,30 ±0,05
Разброс свойств				156	33	15,5	3,4	0,26	0,10
Доля вариации свойств из-за типа структуры, %				20		15		15	
Доля вариации свойств из-за химического состава, %				26		16		28	
Доля вариации свойств из-за структуры и химического состава, %				32		20		32	

Примечание: * - для равноосной структуры указан диаметр α -глобулей, для переходной структуры – толщина вытянутых α -зерен, для смешанной структуры – в числителе диаметр α -глобулей, в знаменателе толщина α -пластин, для пластинчатой структуры - толщина α -пластин; ** - указан доверительный интервал с доверительной вероятностью 0,95.

В соответствии с соотношениями (3.2.11) и (3.2.12) повышение прочностных эквивалентов по алюминию $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ и молибдену $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПСТ}}$ на 1%м. приводит к увеличению предела прочности в среднем на 65 и 45 МПа соответственно (с доверительной вероятностью 0,95), снижению поперечного сужения – на 3,0 и 1,5 %. Увеличение толщины α -зерен с 3 до 30 мкм и их длины с 10 до 20 мкм снижает предел прочности приблизительно на 50 МПа и повышает пластичность на 10% (рис. 3.2.24).

3.3. Исследование химического состава и механических свойств различных промышленных полуфабрикатов из псевдо-β-титанового сплава Ti-10V-2Fe-3Al

3.3.1. Статистический анализ литературных данных

На данном этапе исследований проведен анализ связи температуры полиморфного превращения, количества α- и β-фаз, механических свойств с химическим составом полуфабрикатов и режимами закалки и старения. В табл. 3.3.1 приведены экспериментальные значения $T_{ПП}$ сплава Ti-10-2-3 по литературным данным. В монографии [7] для расчета $T_{ПП}$ предложено использовать формулу Yolton (1.6.1) [29]. Сравнение экспериментальных и расчетных данных показывает, что расчет дает вполне хорошее соответствие, хотя нулевой член принят равным 872 °С, а не 882 °С ($T_{ПП}$ чистого титана), и не было содержание таких примесей внедрения, как кислород, азот и углерод, которые, являясь сильными α-стабилизаторами, повышают $T_{ПП}$ сплавов.

Таблица 3.3.1

Экспериментальные значения $T_{ПП}$ по литературным данным

Химический состав, %							$T_{ПП}$, °С	Источник
V	Fe	Al	C	O	N	H		
10,24	1,98	3,20	0,041	0,148	0,0125	-	830-840	13, с. 836]
9,90	2,10	2,80	0,025	0,130	0,0070	0,0015	780-800	[4]
9,98	1,74	3,12	0,010	0,120	0,0135	0,0049	805	[5]
10,30	2,20	3,20	0,016	0,150	0,0090	-	805	[6]
10,80	2,71	2,94	сумма примесей = 0,177 %				810	[7]
9,30	1,90	3,10	0,020	0,100	0,0100	-	813	[9]
9,76	1,84	3,37	0,024	0,100	0,0160	0,0001	795	[11]
9,70	1,80	3,20	0,030	0,075	0,0100	0,0030	810	[12]
10,30	2,20	3,20	0,016	0,150	0,0090	-	805	[13]
9,67	1,81	3,04	0,020	0,063	0,0086	0,0010	805	[14]
10,09	1,99	2,98	0,012	0,127	0,0132	0,0031	795	[15]
9,30	1,80	3,20	0,010	0,030	0,0820	-	800	[17]
10,60	2,04	3,10	0,010	0,060	0,0100	0,0100	795	[18]
10,10	1,72	3,14	0,009	0,091	0,0100	0,0520	795	[19]
10,10	1,90	2,95	0,008	0,116	0,0200	0,0051	799	[20]
9,80	1,90	2,70	-	0,100	-	-	798	[24]
9,87	2,11	3,12	0,046	0,09	0,0102	-	806	[35]

Более точное соответствие имеет скорректированная формула:

$$T_{ПП} = 890 + 22,3Al - 13,9V - 8,0Fe. \quad (3.3.1)$$

Свободный член уравнения 890 °С равен $T_{ПП}$ технического титана, содержащего в среднем 0,1% кислорода, 0,02% углерода и 0,01% азота.

В табл. 3.3.2 и на рис. 3.3.1 приведено количество первичной α-фазы и метастабильной β-фазы в зависимости от температуры нагрева под закалку сплава Ti-10-2-3 по различным литературным источникам. Статистический анализ данных показал, что количество первичной

α -фазы, формирующейся в процессе закалки в интервале температур от 700 °С до $T_{пп}$, можно оценить по соотношению:

$$n_{\alpha} = (0,3 \pm 0,02) \cdot (T_{пп} - T_3), \% \quad (3.3.2)$$

В зарубежных источниках приведено довольно много данных по влиянию режимов термической обработки на механические свойства сплава 10-2-3. Вместе с тем, статистический анализ этих данных сталкивается с определенными трудностями, связанными с тем, что не во всех работах приведен конкретный химический состав, вид полуфабриката, режимы обработки давлением, направление вырезки образцов, вид охлаждения и т.п.

Таблица 3.3.2

Зависимость количества первичной α -фазы и метастабильной β -фазы от температуры нагрева под закалку сплава Ti-10-2-3 по литературным данным

Химический состав, % по массе						$T_{пп}$, °С	T_3 , °С	n_{α} , %	n_{β} , %	Источник
V	Fe	Al	C	O	N					
9,9	2,1	2,8	0,025	0,13	0,007	790	700	30	70	[4]
							750	15	85	
							820	0	100	
9,98	1,74	3,12	0,01	0,12	0,014	805	780	7	93	[5]
10,30	2,20	3,20	0,016	0,150	0,009	805	725	30	70	[6]
							805	0	100	
10,3	2,2	3,2	0,016	0,15	0,009	805	718	35	65	[13]
							725	27	73	
							760	16	84	
							775	10	90	
							795	6	94	
							800	3	97	
							805	0	100	
9,8	1,9	2,7	-	0,1	-	798	798	0	100	[24]
							752	15	85	
							702	30	70	
							652	48	52	
							602	53	47	

По литературным данным, обобщенным в табл. 1 и 2 (Приложения), после закалки в воду с температур 700-820 °С и старения при 400-600 °С (8 ч, охлаждение на воздухе) предел прочности сплава Ti-10-2-3 может изменяться от 970 до 1545 МПа, относительное удлинение – от 0 до 20%, поперечное сужение – от 0 до 60%, вязкость разрушения – от 49,5 до 117,5 МПа·м^{1/2}. В табл. 3.3.3-3.3.4 и на рис. 3.3.2-3.3.3 приведены результаты регрессионного анализа зависимостей свойств сплава 10-2-3 от температур нагрева под закалку (700-820 °С) и старения (480-600 °С) в течение 8 часов.

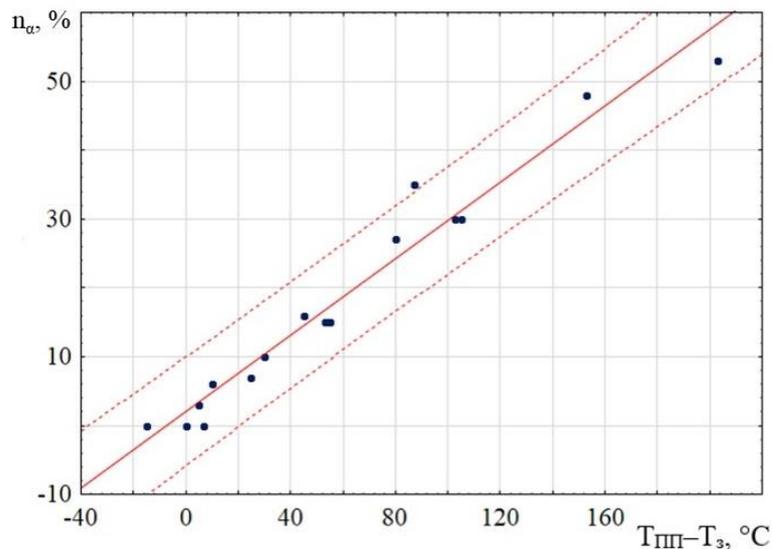


Рисунок 3.3.1 – Зависимость количества первичной α -фазы от разности температур полиморфного превращения и нагрева под закалку сплава Ti-10-2-3 по лит. данным

Полученные данные показывают, что повышение температуры нагрева под закалку на 10 °С приводит к увеличению предела прочности и условного предела текучести в среднем на 16-20 МПа, снижению относительного удлинения на 1,2-1,6 %, поперечного сужения на 3,6-5,0 %. Повышение температуры старения с 400 до 500 °С приводит к росту прочности, а затем при дальнейшем увеличении температуры до 600 °С к ее снижению. Максимальные прочностные свойства и минимальные характеристики пластичности наблюдаются после закалки с температур 750-820 °С и старения при температуре ~450-500 °С (рис. 3.3.3). Повышение температуры старения на 10 °С в интервале от 480 до 600 °С сопровождается снижением предела прочности в среднем на 20-25 МПа, условного предела текучести на 14-27 МПа, увеличением относительного удлинения на ~1,0 %, поперечного сужения на ~2 %. Это можно объяснить следующим образом. При низких температурах старения в сплаве может выделиться большое количество упрочняющей вторичной α -фазы, однако процесс выделения сдерживается из-за низкой скорости распада метастабильной β -фазы. При повышении температуры скорость распада растёт, что приводит к увеличению количества α -фазы, однако после достижения критической температуры (~500 °С) и с её дальнейшим повышением состав β -фазы приближается к равновесному, из-за чего количество выделяемой упрочняющей α -фазы снова уменьшается. Довольно большой разброс свойств связан с тем, что в статистический массив были включены различные виды полуфабрикатов, а также образцы, вырезанные в разных направлениях. В полном объеме проанализировать зависимость механических свойств от температурно-скоростных условий деформации и режимов термической обработки конкретных полуфабрикатов не представляется возможным из-за недостатка таких данных.

Таблица 3.3.3

Результаты регрессионного анализа механических свойств деформированных полуфабрикатов из сплава Ti-10-2-3 от температуры нагрева под закалку

№	Регрессионная модель	R	S	n*
после старения при температурах 480-510 °С				
1	$\sigma_{0,2} = -332,9 + 2,02 \cdot T_3$	0,45	63,7 МПа	38
2	$\sigma_b = -271,5 + 2,03 \cdot T_3$	0,46	63,2 МПа	40
3	$\delta = 97,21 - 0,12 \cdot T_3$	0,4	4,3 %	37
4	$\psi = 309,45 - 0,37 \cdot T_3$	0,33	17,5 %	31
после старения при температурах 520-552 °С				
5	$\sigma_{0,2} = -139,07 + 1,63 \cdot T_3$	0,67	42,7 МПа	22
6	$\sigma_b = -95 + 1,67 \cdot T_3$	0,51	63,8 МПа	24
7	$\delta = 17,8 - 0,01 \cdot T_3$	0,07	3,1 %	22
8	$\psi = 406,2 - 0,49 \cdot T_3$	0,7	5,7 %	12
после старения при температурах 575-600 °С				
9	$\sigma_{0,2} = -535,63 + 1,98 \cdot T_3$	0,88	38,0 МПа	9
10	$\sigma_b = -196,6 + 1,59 \cdot T_3$	0,85	31,3 МПа	11
11	$\delta = 135,2 - 0,16 \cdot T_3$	0,91	2,5 %	9
12	$\psi = 319,6 - 0,36 \cdot T_3$	0,93	5,2 %	7

Примечание: * n – объем выборки. Жирным шрифтом выделены значимые факторы.

Таблица 3.3.4

Результаты регрессионного анализа механических свойств деформированных полуфабрикатов из сплава Ti-10-2-3 от температуры старения

№	Регрессионная модель	R	S	n*
после закалки с температур 700-730 °С				
1	$\sigma_{0,2} = 1841,5 - 1,61 \cdot T_{ст}$	0,98	23,9 МПа	9
2	$\sigma_b = 2124,6 - 2,003 \cdot T_{ст}$	0,98	26,4 МПа	9
3	$\delta = -24,5 + 0,08 \cdot T_{ст}$	0,91	2,3 %	9
4	$\psi = -61,17 + 0,2 \cdot T_{ст}$	0,99	1,1 %	6
после закалки с температур 750-760 °С				
5	$\sigma_{0,2} = 2553,82 - 2,72 \cdot T_{ст}$	0,69	59,9 МПа	42
6	$\sigma_b = 2280,2 - 2,05 \cdot T_{ст}$	0,66	70,3 МПа	48
7	$\delta = -30,06 + 0,08 \cdot T_{ст}$	0,56	3,0 %	41
8	$\psi = -53,1 + 0,17 \cdot T_{ст}$	0,27	15,1 %	40
после закалки с температур 773-788 °С				
9	$\sigma_{0,2} = 1851,37 - 1,37 \cdot T_{ст}$	0,75	29,2 МПа	17
10	$\sigma_b = 2468,5 - 2,4 \cdot T_{ст}$	0,83	40,1 МПа	18
11	$\delta = -0,89 + 0,02 \cdot T_{ст}$	0,1	5,4 %	18
12	$\psi = -156,91 + 0,32 \cdot T_{ст}$	0,97	3,8 %	3

Примечание: *n – объем выборки. Жирным шрифтом выделены значимые факторы.

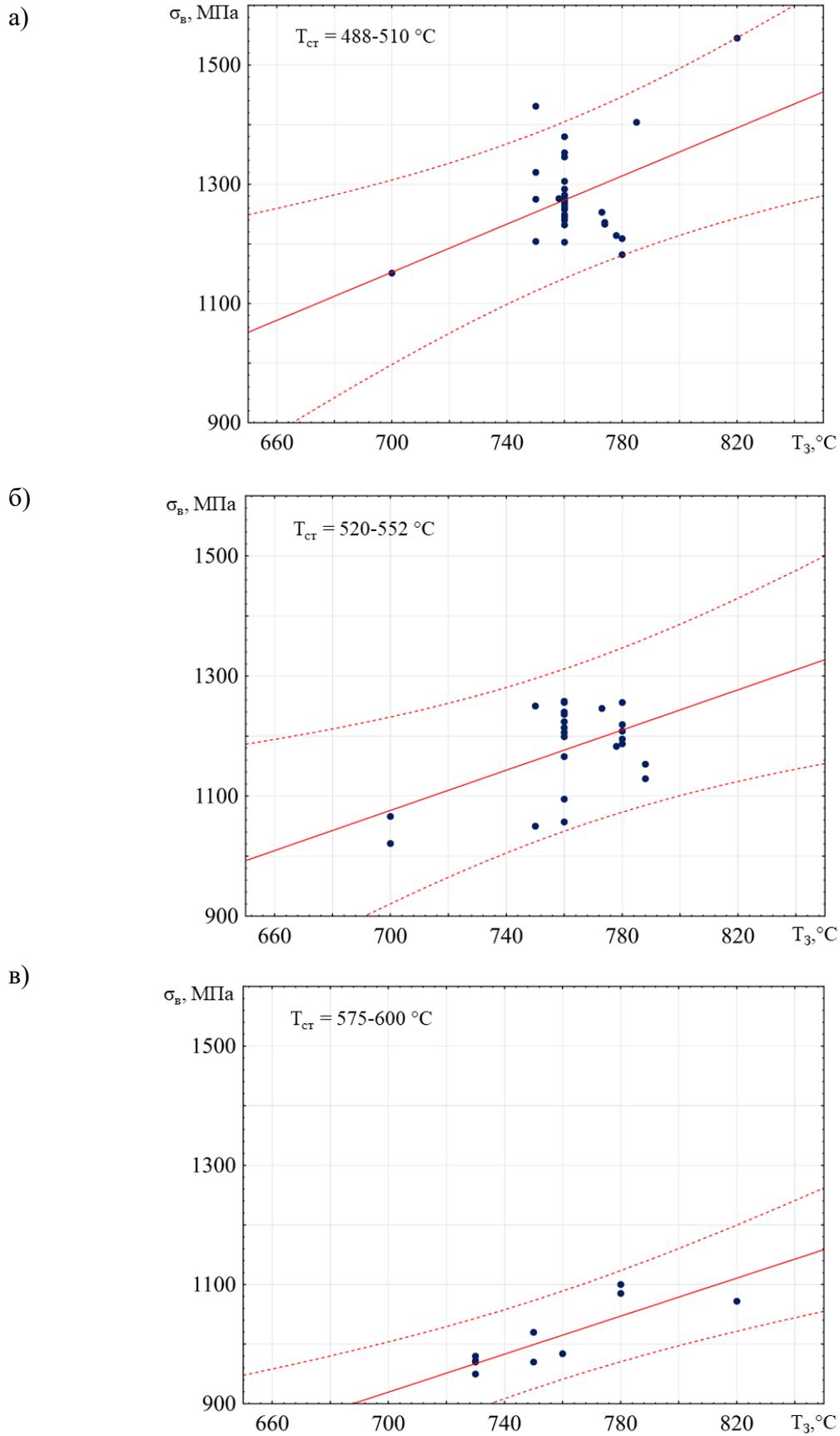


Рисунок 3.3.2 – Зависимость предела прочности от температуры нагрева под закалку при $T_{\text{ст}} = 488-510 \text{ }^\circ\text{C}$ [2, с. 242-244; 3, с. 837, 841; 4; 5; 8; 9; 12; 15; 16; 22; 30; 31; 38; 39] (а), 520-552 $^\circ\text{C}$ [2, с. 242-244; 3, с. 865; 5; 8; 10; 16; 21; 23] (б) и 575-600 $^\circ\text{C}$ [3, с. 837, 841; 4; 10; 12; 15] (в)

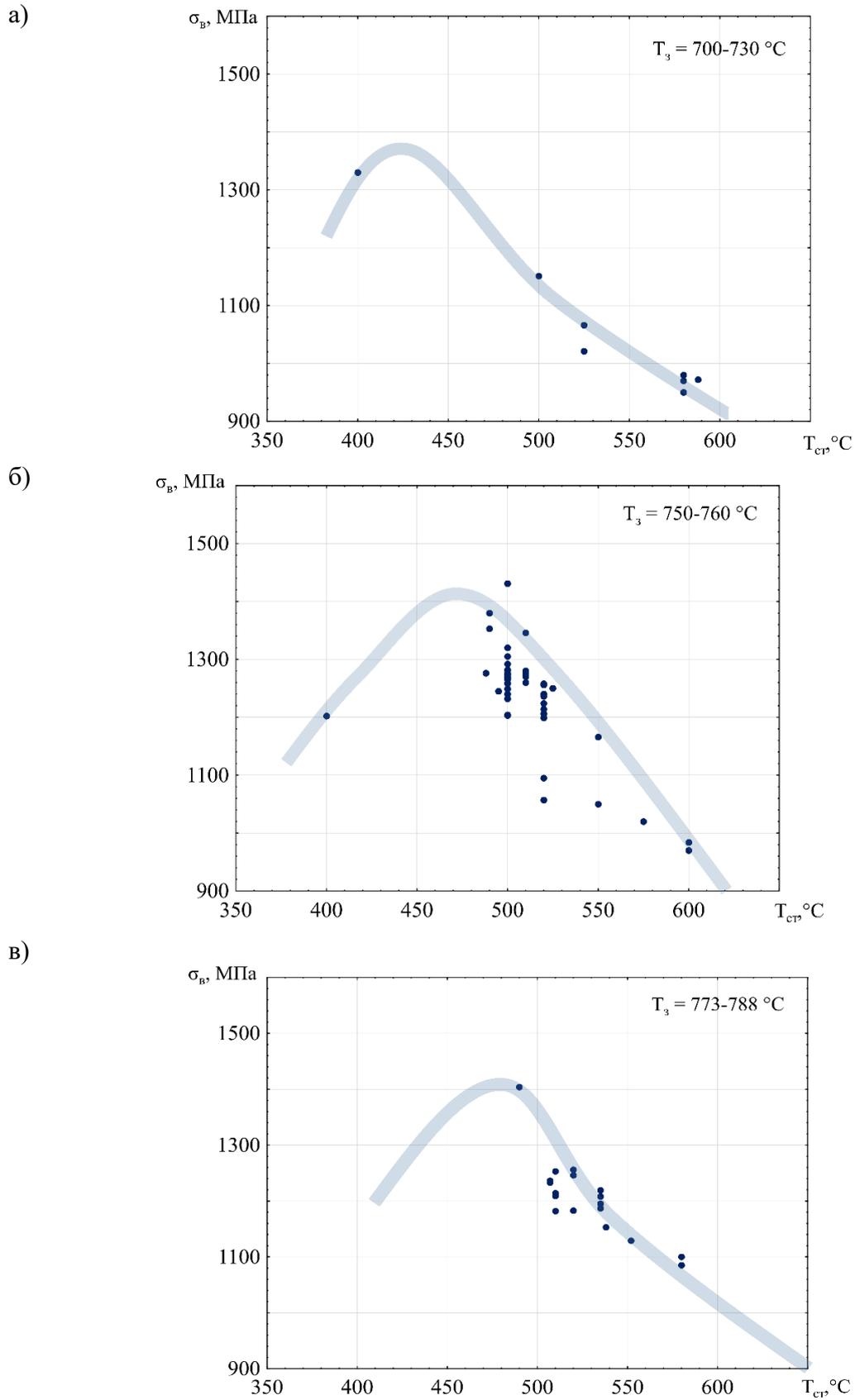


Рисунок 3.3.3 – Зависимость предела прочности от температуры старения при $T_3 = 700-730 \text{ } ^\circ\text{C}$ [3, с. 837, 841; 4; 10] (а), $750-760 \text{ } ^\circ\text{C}$ [2, с. 242-244; 3, с. 837, 841; 4; 8; 9; 15; 23; 30; 31; 38; 39] (б) и $773-788 \text{ } ^\circ\text{C}$ [5; 10; 15; 16; 21; 22] (в)

В табл. 3.3.5 и на рис. 3.3.4–3.3.5 приведены результаты регрессионного анализа взаимосвязей свойств различных полуфабрикатов сплава Ti-10-2-3 после термической обработки по всем режимам, приведенным в табл. 1 и 2 Приложения (модели 1-8, рис. 3.3.4), а также после закалки в воду с температур 700-820 °С и старения при 400-600 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе (модели 9-14, рис. 3.3.5). Увеличение σ_b на 100 МПа приводит к снижению δ на ~3 %, ψ на ~5 %, K_{IC} в среднем на 9 МПа·м^{1/2} (модели 1-8, рис. 3.3.4, табл. 3.3.5).

Таблица 3.3.5

Результаты регрессионного анализа взаимосвязей механических свойств деформированных полуфабрикатов из сплава Ti-10-2-3 после термической обработки

№	Регрессионная модель	R	S	N
закалка и старение по разным режимам				
1	$\delta = 50,7 - 0,03 \cdot \sigma_b$	0,81	4,6 %	146
2	$\psi = 94,5 - 0,05 \cdot \sigma_b$	0,53	14,7 %	89
3	$\psi = 11,92 + 1,54 \cdot \delta$	0,68	12,9 %	91
4	$\sigma_{0,2} = -126,9 + 1,04 \cdot \sigma_b$	0,94	69,8 МПа	144
5	$K_{IC} = 174,7 - 0,1 \cdot \sigma_{0,2}$	0,71	14,6 МПа·м ^{1/2}	40
6	$K_{IC} = 174,3 - 0,09 \cdot \sigma_b$	0,76	14,2 МПа·м ^{1/2}	16
закалка в воду с температур 700-820 °С + старение при 400-600 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе				
6	$\delta = 44,4 - 0,03 \cdot \sigma_b$	0,56	4,2 %	47
7	$\psi = 116,1 - 0,07 \cdot \sigma_b$	0,43	15,5 %	40
8	$\psi = 1,07 + 3,14 \cdot \delta$	0,85	9,1 %	40
9	$\sigma_{0,2} = -32,25 + 0,97 \cdot \sigma_b$	0,97	24,0 МПа	45

Примечание: R – коэффициент корреляции, S – статистическая ошибка, N – объем выборки. Жирным шрифтом выделены значимые факторы.

При уровне прочности $\sigma_b=1000$ МПа статистический разброс основных свойств может составлять: для δ - 8-26%, ψ - 10-70%, K_{IC} - 40-100 МПа·м^{1/2} (рис. 3.3.4). При повышении σ_b до 1300 МПа возможные значения этих характеристик снижаются до $\delta=0-17$ %, $\psi=0-55$ %, $K_{IC}= 0-70$ МПа· м^{1/2}. После закалки в воду с температур 700-820 °С и старения при 400-600 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе (модели 8-14, рис. 3.3.5) увеличение σ_b на 100 МПа приводит к приблизительно такому же снижению δ на ~3 %, ψ на ~7 %.

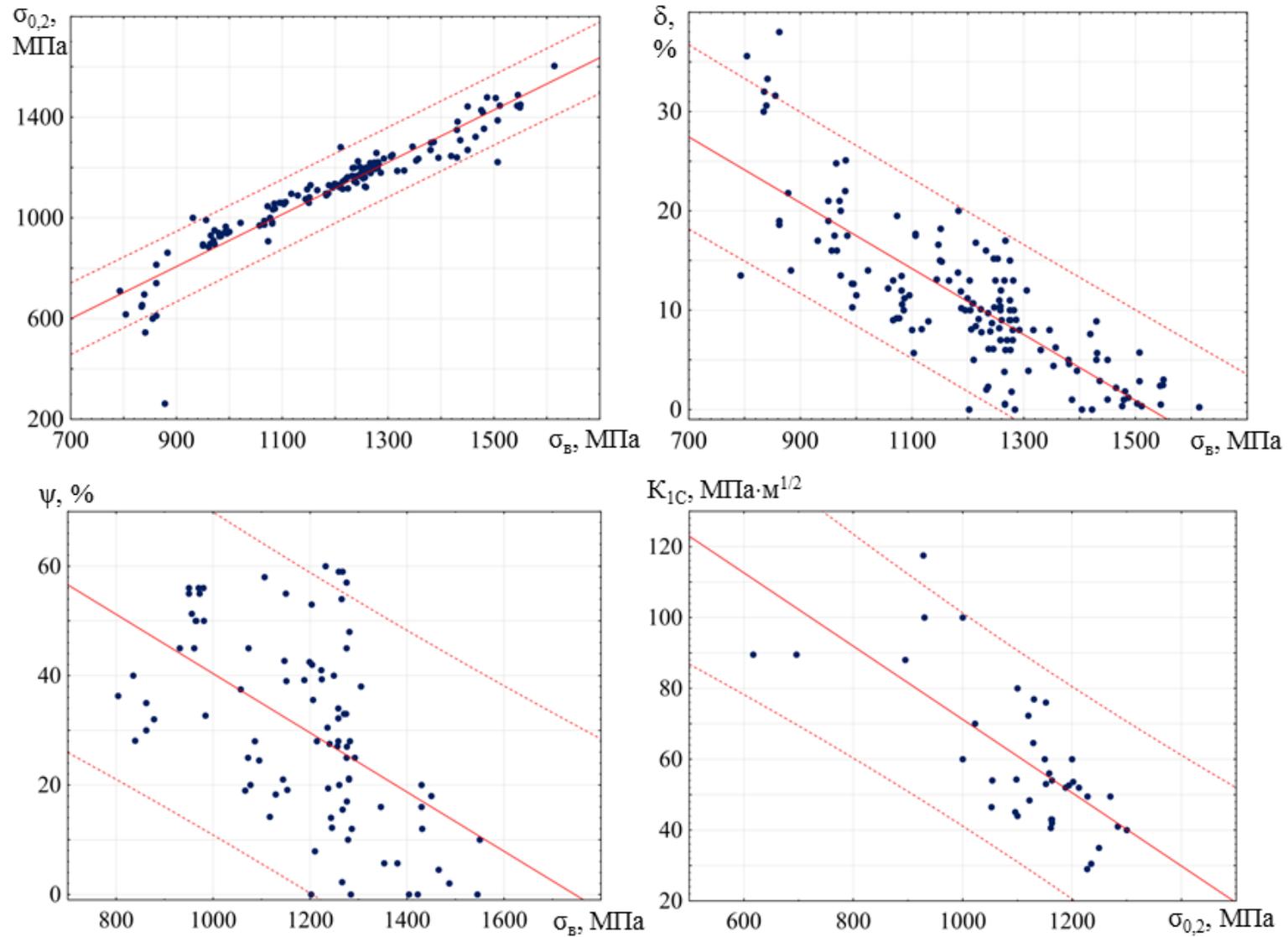


Рисунок 3.3.4 – Взаимосвязь механических свойств деформированных полуфабрикатов после закалки и старения по разным режимам

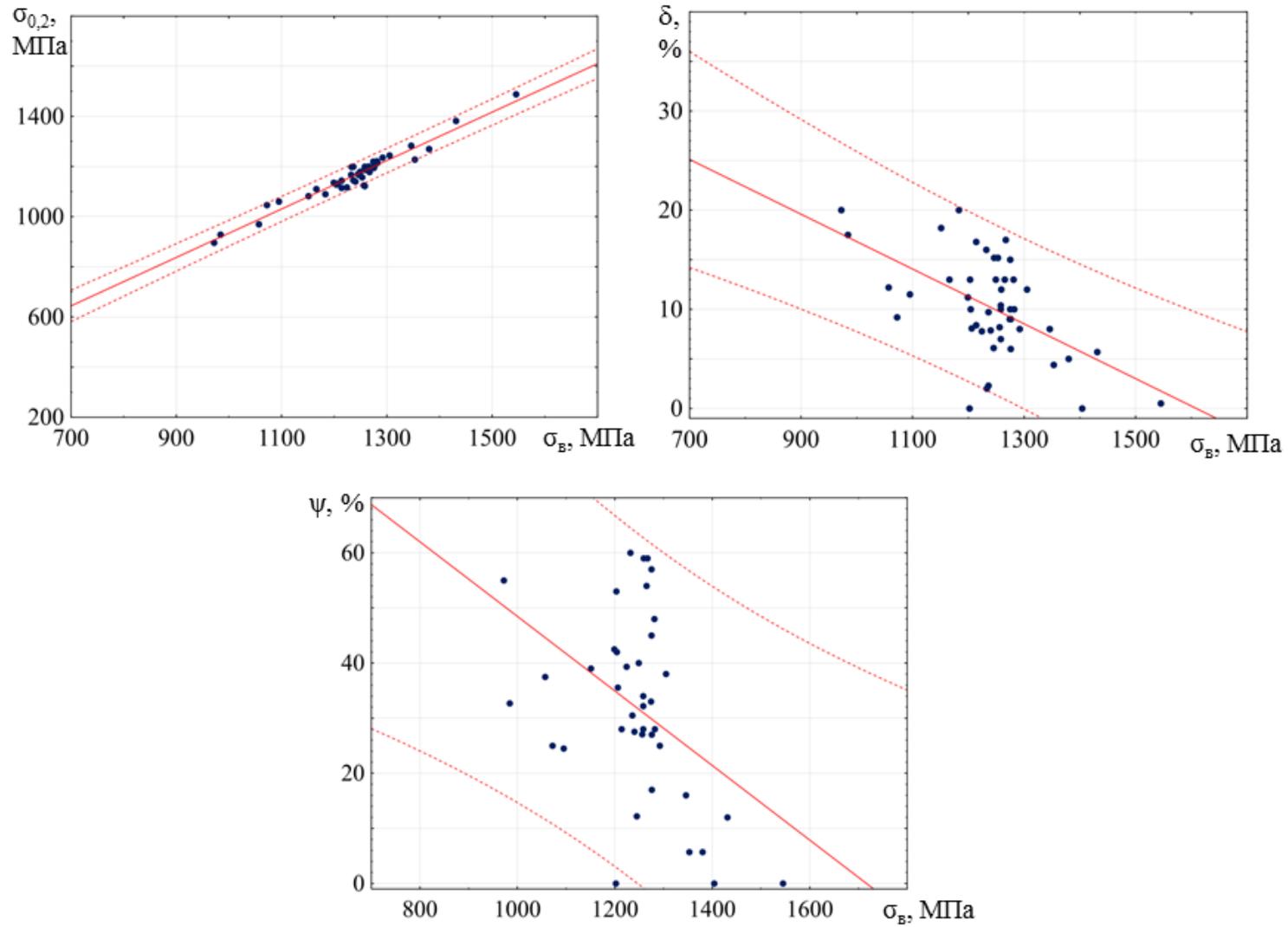


Рисунок 3.3.5 – Взаимосвязь механических свойств деформированных полуфабрикатов после закалки в воду с температур 700-820 °С и старения при 400-600 °С, 8 ч, охлаждение на воздухе

3.3.2. Исследование зависимости механических свойств промышленных поковок сплава Ti-10-2-3 от химического состава и режимов упрочняющей термической обработки

Основной задачей данного этапа исследования явилось установление значимых и статистически устойчивых коэффициентов упрочнения для эквивалентов по алюминию и молибдену для сплава Ti-10-2-3 после закалки и старения. Как было показано выше коэффициенты упрочнения для сплавов разных классов после стандартного отжига были установлены в работах [52, 141] (см. соотношения 1.2.11, 1.2.13, 12.15).

Исходными данными для статистических исследований послужили результаты производственных испытаний штампованных поковок одного типоразмера, изготовленных с 2007 по 2016 годы. Интервалы изменения факторов, предназначенных для корреляционно-регрессионного анализа, приведены в табл. 3.3.6.

Таблица 3.3.6

Интервалы изменения исследованных факторов

№	Фактор	Интервал	№	Фактор	Интервал
1	Al, %	2,74-3,62	15	Y, %	0-0,002
2	C, %	0,005-0,045	16	Zr, %	0,001-0,08
3	Cr, %	0,0021-0,089	17	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	4,13-5,17
4	Cu, %	0,001-0,048	18	[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	10,21-12,56
5	Fe, %	1,46-2,11	19	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} + [Mo] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	14,74-17,1
6	H, %	0,0001-0,005	20	T _з , °C	763-798
7	Mn, %	0,001-0,033	21	T _{ст} , °C	500-515
8	Mo, %	0,001-0,189	22	σ _{0,2} , МПа	1102-1317
9	N, %	0,001-0,013	23	σ _в , МПа	1143-1375
10	Ni, %	0,001-0,046	24	δ, %	3,4-15,7
11	O, %	0,082-0,153	25	ψ, %	4,9-48,4
12	Si, %	0,0056-0,093	26	K _{1С} , МПа·м ^{1/2}	37,43-70,64
13	Sn, %	0,001-0,062	27	год	2007-2016
14	V, %	8,84-10,42	28	T _{пп*} , °C	800-831

Примечание: * расчет по формуле (3.3.1).

Первичная статистическая обработка и корреляционно-регрессионный анализ проводились как по каждому году выпуска, так и для всех исследованных поковок. Статистические характеристики исследованных факторов практически не зависят от года выпуска, хотя можно отметить незначительное снижение разброса практически всех факторов в 2015-16 гг. В табл. 3.3.9 и 3.3.10 приведены результаты первичной статистической обработки химического состава, T_{пп}, температуры нагрева под закалку, температуры старения и механических свойств всех

исследованных 1560 поковок. Диапазоны изменения основных элементов немного выходят за пределы диапазона легирования, Al и O сдвинуты к верхней границе, Fe и V – к нижней, но статистический размах (ширина «трехсигмового интервала») остается меньше ширины поля допуска.

Таблица 3.3.7

Статистические характеристики исследованных факторов

Статистические характеристики	V, %	Fe, %	Al, %	C, %	O, %	N, %	T _{III} , °C	T _з , °C	T _{ст} , °C
Требования НД	9,0-11,0	1,6-2,2	2,6-3,4	≤0,05	≤0,13	≤0,05	-	T _{III} – (15÷40)	480-510
Ширина поля допуска	2,0	0,6	0,8	-	-	-	-	-	30
Диапазон по факту	8,84-10,42	1,46-2,11	2,84-3,62	0,005-0,045	0,082-0,153	0,001-0,013	800-831	763-798	500-515
Размах	1,58	0,65	0,88	0,04	0,071	0,012	31	35	15
Среднее	9,56	1,77	3,16	0,025	0,117	0,005	813	778	510
Стандартное отклонение S	0,216	0,087	0,094	0,003	0,009	0,002	3,8	5,204	1,03
Стат. интервал легирования 6S	1,3	0,5	0,6	0,018	0,054	0,011	23	31	6
Коэффициент вариации, %	2,26	4,92	2,97	13,47	7,76	43,06	0,47	0,67	0,2

Примечание: содержание H<0,005%, Y<0,001%.

Таблица 3.3.8

Статистические характеристики исследованных факторов

Статистические характеристики	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} + [Mo] _{ЭКВ} ^{СТР} , %	σ _{0,2} , МПа	σ _B , МПа	δ, %	ψ, %	K _{IC} , МПа·м ^{1/2}
Требования AMS 4984	-	-	-	≥1100	≥1190	≥4	-	≥44,0
Диапазон по факту	4,13-5,17	10,21-12,56	14,74-17,1	1050-1317	1112-1375	3,4-15,7	4,9-59,0	37,4-70,64
Размах	1,02	2,34	2,36	267	263	12,3	55,6	33,24
Среднее	4,68	11,33	16,01	1205,6	1265,6	7,93	19,89	53,04
Стандартное отклонение S	0,145	0,322	0,333	28,49	28,92	1,956	7,4	5,14
Коэффициент вариации, %	3,10	2,84	2,08	2,36	2,29	24,67	37,2	9,69

Величина суммарных колебаний химического состава, выраженная через $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} + [Mo]_{ЭКВ}^{СТР}$ составляет 2,36 %. Суммарное содержание примесей внедрения, выраженное через $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$, изменяется от 1,09 до 1,91 %. Абсолютное изменение T_{III} соответствует 30 °C, температуры нагрева под закалку – 35 °C, температуры старения – 15°C. На рис. 3.3.6 приведена

диаграмма рассеяния для структурных эквивалентов по алюминию и молибдену всех поковок с учетом только легирующих элементов (V, Fe, Al) без примесей. Суммарное содержание V и Fe, выраженное через $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, заметно сдвинуто к нижнему полю допуска, а значения $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ (равного содержанию Al) – к верхнему.

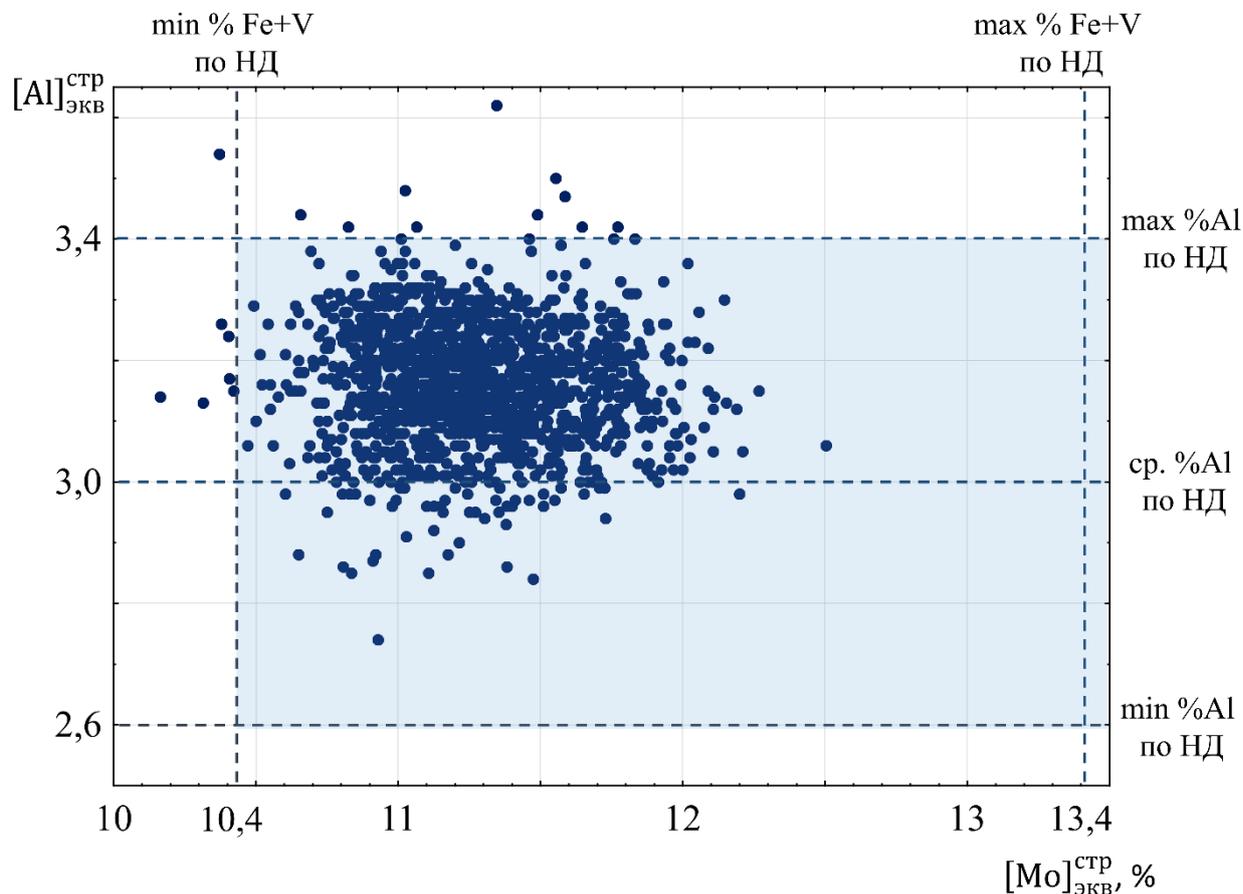


Рисунок 3.3.6 – Химический состав исследованных поковок сплава Ti-10-2-3

Для оценки влияния на свойства химического состава, температур закалки и старения на первом этапе были проанализированы парные корреляционные связи между исследуемыми факторами для всех поковок и в отдельности по каждому году выпуска. Связи в выборках по годам выпуска оказались более сильными, но коэффициенты корреляции не превышают $|0,4|$. Это свидетельствует о том, что каждый элемент по отдельности или не влияет, или слабо влияет на уровень механических свойств поковок, что, скорее всего, обусловлено небольшими интервалами их изменения. С повышением суммарного содержания легирующих элементов, примесей и, соответственно, эквивалентов по алюминию и молибдену наблюдаются слабые, но значимые, тенденции увеличения прочностных свойств, снижения характеристик пластичности и вязкости разрушения (рис. 3.3.7). Значимые коэффициенты парной корреляции (R) прочностных свойств с $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ и $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ находятся в интервале от $|0,26|$ до $|0,4|$, а с температурой закалки и температурой старения $|0,3| - |0,41|$ в зависимости от года выпуска. Невысокие значения R связаны с довольно сильным разбросом. На рис. 3.3.7 выделены области значений, находящихся вне доверительных интервалов. Если эти значения удалить из выборки, коэффициент корреляции возрастает до $|0,5| - |0,6|$. Для того, что исключить влияние разброса, был проведен корреляционно-регрессионный анализ средних (для каждого года выпуска) значений механических свойств от средних значений эквивалентов по алюминию и молибдену (табл. 3.3.9, рис. 3.3.8). Коэффициенты корреляции возросли до $0,38-0,76$.

Таблица 3.3.9

Результаты регрессионного анализа зависимости механических свойств средних по году выпуска от структурных эквивалентов по алюминию и молибдену

№	Регрессионная модель	R	Стат. ошибка
1	$\sigma_b = 890 + 21,4 \cdot ([Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}})$	0,76	6 МПа
2	$\delta = 30,34 - 1,4 \cdot ([Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}})$	- 0,38	0,8 %
3	$K_{1C} = 112,03 - 3,72 \cdot ([Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}})$	- 0,70	0,62 МПа·м ²

На втором этапе были проанализированы множественные связи между факторами. Коэффициент множественной корреляции равен $R=0,24-0,32$, что свидетельствует о том, что доля вариации прочности, обусловленная суммарными колебаниями состава, составляет всего $\gamma \approx 5-15\%$. Множественная корреляция свойств с температурами закалки и старения немного выше: $R=0,2-0,4$ в зависимости от года выпуска. Совместное влияние на свойства всех четырех факторов ($[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, T_z , $T_{\text{СТ}}$) немного больше: $R=0,3-0,4$. (табл. 3.3.10). Остальная доля вариации обусловлена неучтенными технологическими факторами. После удаления данных, выходящих за поле допуска, скорректированные коэффициенты множественной корреляции R_k возросли до $\sim 0,5-0,65$ (3.3.10), а доля вариации – до $\sim 25-45\%$.

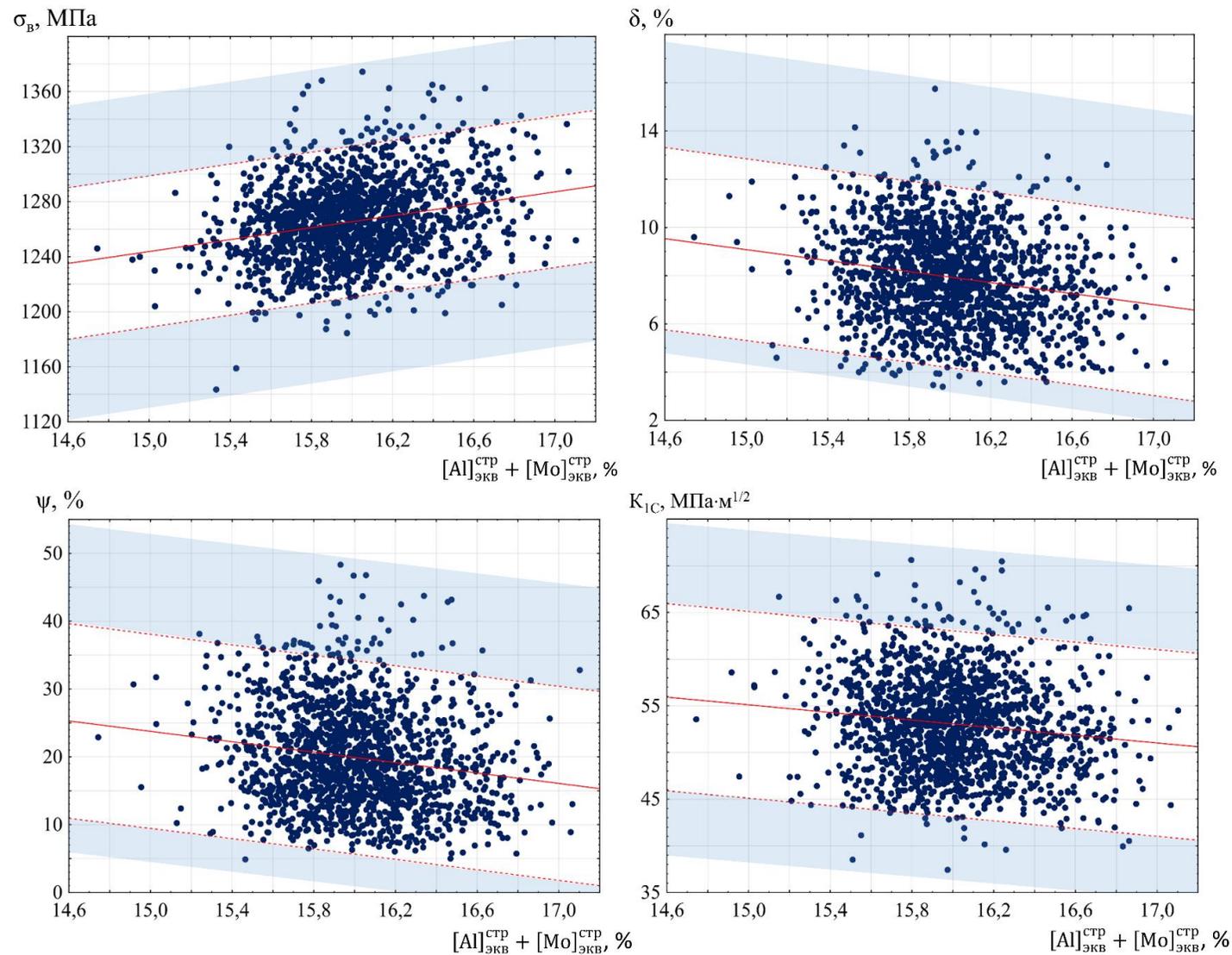


Рисунок 3.3.7 – Регрессионная зависимость механических свойств 1560 поковок от суммы эквивалентов по алюминию и молибдену в сплаве Ti-10-2-3 после закалки и старения (выделены области значений, выходящих за границы доверительных интервалов).

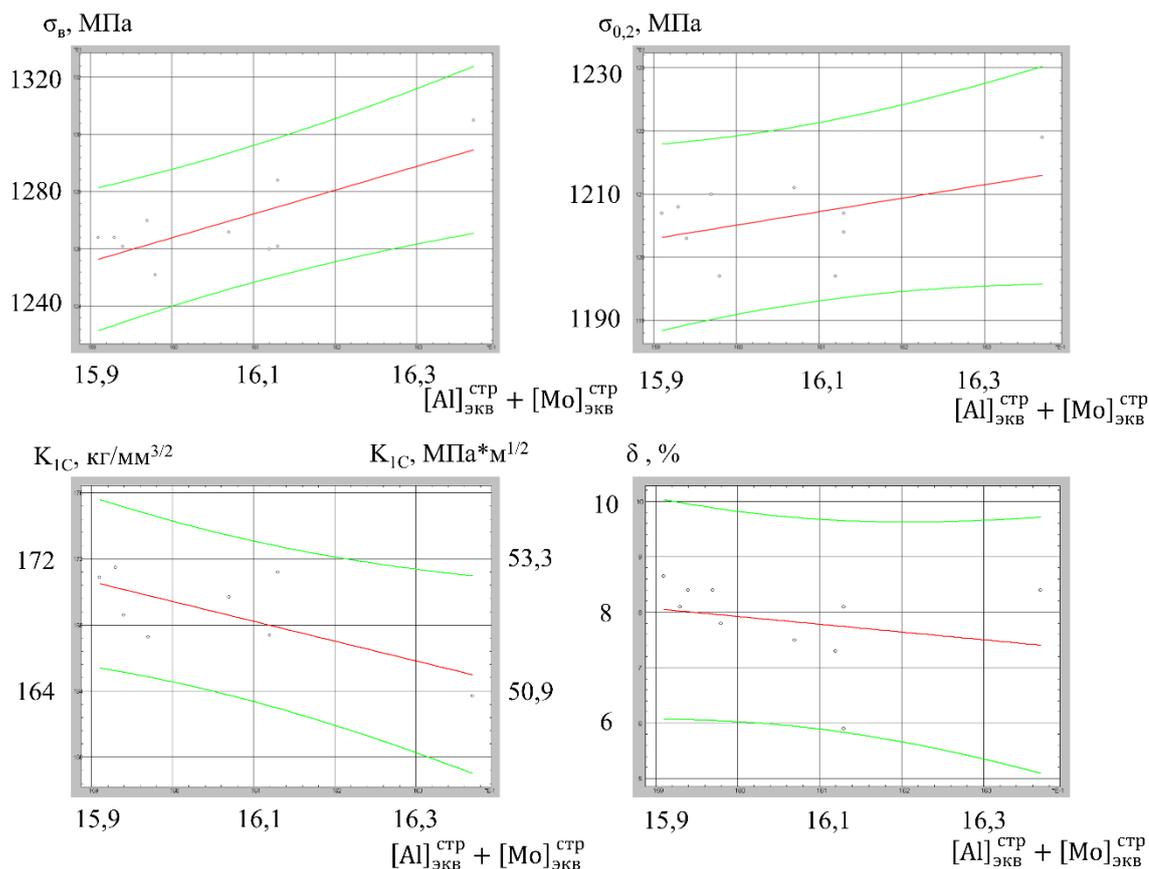


Рисунок 3.3.8 – Регрессионные зависимости усредненных по году значений механических свойств от средних значений эквивалентов по алюминию и молибдену для частных партий поковок сплава Ti-10V-2Fe-3Al.

Регрессионные зависимости некоторых механических свойств поковок Ti-10-2-3 от химического состава и режимов термической обработки приведены в табл. 3.3.11. Коэффициенты регрессии, характеризующие влияние температур закалки и старения, показывают, что повышение T_3 на 10 °С приводит к увеличению предела прочности в среднем на ~12 МПа, а повышение $T_{\text{СТ}}$ – к снижению на ~30 МПа, что сопоставимо с литературными данными (табл. 3.3.3, 3.3.4, 1.6.4, 1.6.5). Колебания механических свойств могут существенно зависеть от структуры и фазового состава, во многом определяемыми конкретной технологией штамповки и режимами термической обработки. Так, в частности, температура нагрева под закалку лежит ниже $T_{\text{ПП}}$ на 20-60 °С. Количество первичной α -фазы, оцененное по соотношению (3.3.2), изменяется от 5 до 17 % (рис. 3.3.9). При соответственном уменьшении разности между $T_{\text{ПП}}$ и T_3 происходит увеличение с 83 до 95 % количества метастабильной β -фазы, распад которой в процессе старения обеспечивает основной эффект упрочнения, что приводит к повышению прочности сплава в среднем с 1200 до 1320 МПа (рис. 3.3.10). Значительный вклад в формирование морфологии первичной α -фазы вносят режимы деформации, однако влияние этих факторов не удалось проанализировать из-за отсутствия статистических данных.

Результаты регрессионного анализа

№	Регрессионная модель*	R/R _к **	S
1	$\sigma_{0,2} = 670,2 + 22,3 [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 21,5 [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 1,81 T_3 - 2,39 T_{\text{СТ}}$	0,4/0,65	26,2 МПа
2	$\sigma_{\text{в}} = 1631,1 + 14,3 [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 25,3 [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 1,2 T_3 - 3,24 T_{\text{СТ}}$	0,3/0,55	27,3 МПа
3	$\sigma_{\text{в}} = 918 + 21,8 [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 21,7 [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$	0,3/0,5	28 МПа

Примечание: * жирным шрифтом выделены значимые факторы; ** - в числителе R – коэффициент множественной корреляции, в знаменателе R_к – скорректированный коэффициент множественной корреляции; S – статистическая ошибка.

Для проверки статистической устойчивости коэффициентов упрочнения для эквивалентов по алюминию и молибдену в моделях № 2 и № 3 (табл. 3.3.10) был проанализирован предел прочности титановых сплавов разных классов после закалки и старения из справочника [2] (см. табл. 3 приложения). В этой таблице указаны свойства по режимам упрочняющей термической обработки, которые обеспечивают сохранение пластичности, соответствующей $\delta \geq 6\%$. В интервале $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 0-15\%$ зависимость предела прочности от эквивалентов по алюминию и молибдену имеет параболический вид:

$$\sigma_{\text{в}} = 803,6 + 29,1 \cdot [Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} + 49,9 \cdot [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} - 1,34([Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}})^2 \quad (3.3.3)$$

Коэффициент корреляции=0,8, статистическая ошибка S=100 МПа. Предел прочности состаренных сплавов возрастает с увеличением эквивалента по молибдену до 12-14%, а затем начинает уменьшаться. Это связано с тем, что с увеличением количества β -стабилизаторов до критической концентрации возрастает количество метастабильной β -фазы, образующейся при закалке [2]. Максимальный эффект термического упрочнения наблюдается в сплавах с $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \approx 11-12\%$. Из соотношения (3.3.3) следует, что для псевдо α -, $\alpha+\beta$ -сплавов и сплавов переходного класса (в том числе и сплава 10-2-3) коэффициент упрочнения для эквивалента по алюминию после закалки и старения составляет $\sim 30 \pm 10$ МПа/%м. Коэффициент упрочнения β -стабилизаторами для сплава 10-2-3 можно оценить с помощью первой производной (при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = \text{const}$):

$$(\sigma_{\text{в}})' = 49,9 - 2 \cdot 1,34 \cdot [Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \quad (3.3.4)$$

Из соотношения (3.3.4) следует, что для сплава 10-2-3 классического состава с $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 12,0\%$, $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 4,0\%$ [2] коэффициент упрочнения β -стабилизаторами равен 17 ± 5 МПа/%м. Для всех исследованных поковок средние статистические значения эквивалентов равны $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 11,3\%$, $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 4,7\%$ (табл. 3.3.8). Тогда в соответствии с (3.3.4) коэффициент упрочнения β -стабилизаторами - $19,6 \pm 5,0$ МПа/%м.

Проведенный анализ показал, что для поковок сплава 10-2-3 после закалки и старения коэффициенты упрочнения α - и β -стабилизаторами $\sim 22 \pm 10$ МПа/%м. в модели №3 (табл. 3.3.11)

можно считать статистически значимыми. В модели № 2, содержащей дополнительно еще два фактора (температуры закалки и старения), степень влияния эквивалента по алюминию немного ниже (14,3 МПа/%м.), но все же находится в доверительном интервале $12 \div 32$ МПа/%м.

3.3.3. Результаты корреляционно-регрессионного анализа взаимосвязи механических свойств поковок сплава Ti-10V-2Fe-3Al

На следующем этапе была рассмотрена взаимосвязь пластических и прочностных свойств, а также вязкости разрушения, так как на практике по этим показателям делается заключение о допуске материала на изделие (табл. 3.3.11). Полученные регрессионные модели близки к данным табл. 3.3.5, так что их можно использовать для прогнозирования условного предела текучести, пластических свойств и вязкости разрушения сплава Ti-10V-2Fe-3Al в зависимости от уровня прочности. С повышением предела прочности наблюдается рост условного предела текучести, снижение пластических характеристик и вязкости разрушения. Повышение предела прочности на 10 МПа приводит к увеличению условного предела текучести в среднем на 9 МПа, снижению относительного удлинения в среднем на 0,21 %, поперечного сужения - на 0,8 %, вязкости разрушения - на $0,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$

Таблица 3.3.11

Результаты регрессионного анализа

№	Регрессионная модель*	R/R _к **	S
1	$\sigma_{0,2} = 65,83 + 0,9 \cdot \sigma_B$	0,91/0,95	12 МПа
2	$\delta = 34,54 - 0,021 \cdot \sigma_B$	-0,31/-0,52	1,9 %
3	$\psi = 123,57 - 0,08 \cdot \sigma_B$	-0,32/-0,55	7,0 %
4	$K_{1C} = 103,15 - 0,04 \cdot \sigma_B$	-0,22/-0,5	$5,0 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
5	$K_{1C} = 90,21 - 0,03 \cdot \sigma_{0,2}$	-0,17/-0,5	$5,0 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$
6	$\delta = 3,68 + 0,21 \cdot \psi$	0,81/0,9	1,12 %

Примечание: * жирным шрифтом выделены значимые факторы; ** - в числителе R – коэффициент множественной корреляции, в знаменателе R_к – скорректированный коэффициент множественной корреляции; S – статистическая ошибка.

При максимально возможных значениях предела прочности, равных ~1370 МПа, относительное удлинение в среднем достигает 6% с разбросом 4-8%, а поперечное сужение 10% (7-19%). Вязкость разрушения находится в диапазоне $140-195 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, а $K_{1C}/\sigma_{0,2} - 0,11-0,15$. На основе проведенных статистических исследований можно оценить возможные комбинации трещиностойкости, прочностных и пластических характеристик штампованных поковок сплава.

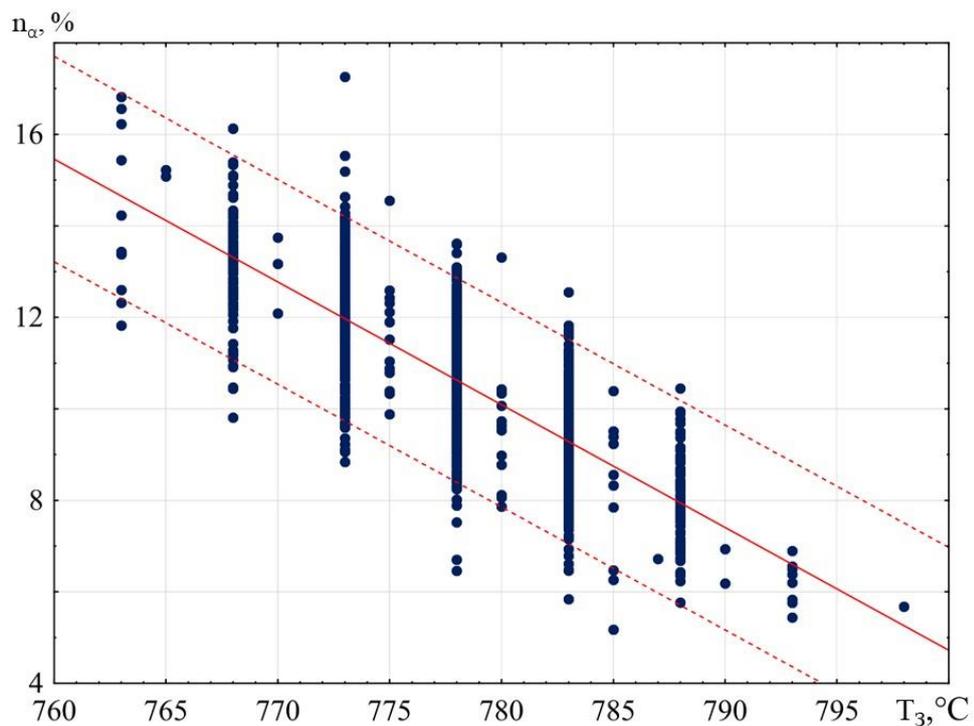


Рисунок 3.3.9 – Зависимость количества первичной α -фазы от температуры нагрева под закалку поковок сплава Ti-10-2-3.

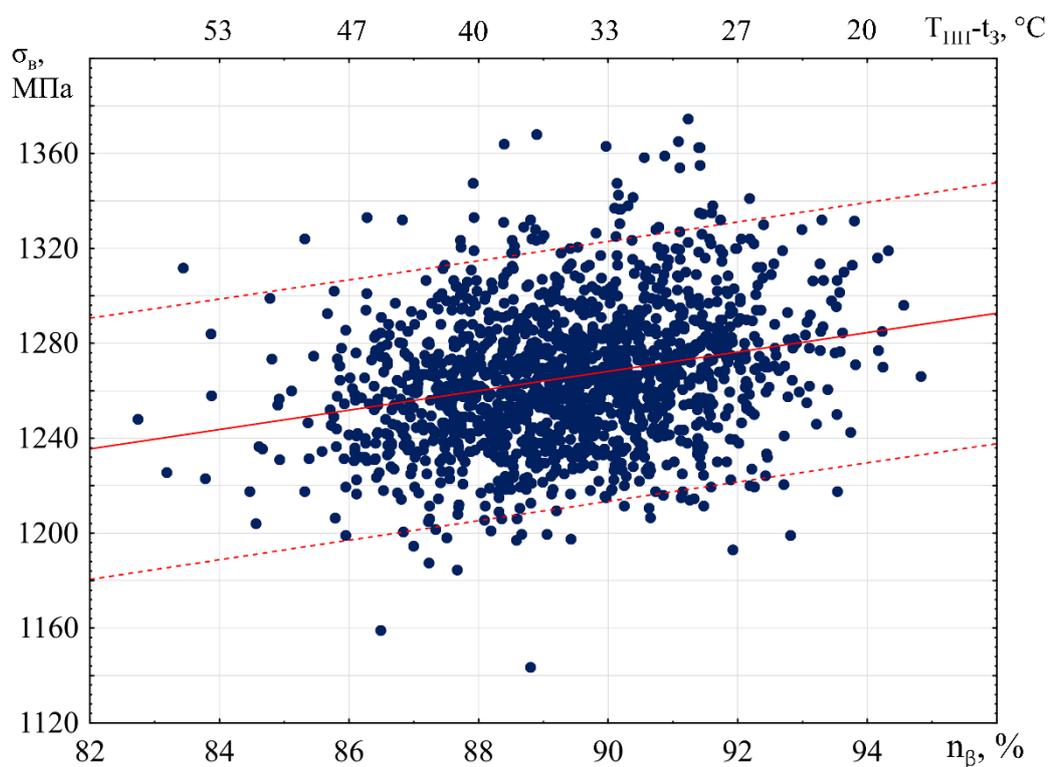


Рисунок 3.3.10 – Зависимость предела прочности поковок сплава Ti-10-2-3 после закалки (763-798 $^\circ\text{C}$, 3 часа, вода) и старения (500-515 $^\circ\text{C}$, 8 часов, воздух) от количества метастабильной β -фазы и разности между T_{III} и температурой закалки.

Глава 4. Практическое применение результатов исследований

Полученные результаты можно использовать для прогнозирования $T_{ПП}$ слитков и кратковременных механических свойств прутков и поковок, разработки пакетов прикладных программ для прогнозирования, для моделирования и оптимизации технологических процессов производства полуфабрикатов, а также для обеспечения высокого качества изделий.

4.1. Прогнозирование $T_{ПП}$ слитков титановых сплавов в зависимости от химического состава

На основе проведенных исследований разработаны рекомендации по вероятностно-статистической оценке $T_{ПП}$ титановых сплавов по конкретному химическому составу слитков с разными доверительными вероятностями. Это дает возможность в сертификатах на слитки указывать не только расчетное значение $T_{ПП}$, но и приводить статистическую ошибку прогнозирования, доверительный интервал и уровень доверительной вероятности.

Для оценки среднего значения $T_{ПП}$ (с доверительной вероятностью 0,95) можно использовать несколько адекватных статистических моделей с высокими значениями формальных статистических характеристик: коэффициента множественной корреляции R , коэффициента детерминации R^2 , стандартной ошибки модели S (см. табл. 3.1.4). Свободный член t_0 лежит в интервале $\sim 850-950$ °С, отличается для различных сплавов и зависит от содержания неучтенных примесей, взаимодействия легирующих элементов и примесей между собой и т.п., поэтому t_0 можно представить в виде: $t_0 = k \cdot 882$, где $k \approx 0,96 \div 1,06$ – эмпирический (поправочный) коэффициент, который в конечном итоге зависит от конкретной технологии изготовления слитка и может быть определен на основе данных статистического контроля.

Сопоставление реальных значений $T_{ПП}$ слитков (точки $A_{с3}$) и значений, рассчитанных по модели (3) из табл. 3.1.4, показывает, что предложенный метод дает вполне хорошее соответствие (рис. 4.1.1) со статистической ошибкой 15 °С в интервале $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} = 1,0-10,0$ %; $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР} = 0,1-25,0$ % и подходит для оценки наиболее типичного среднего значения $T_{ПП}$ слитков с доверительной вероятностью 0,95.

Было проведено также сравнение расчетных значений $T_{ПП}$ (по разным формулам) и реальных значений, определенных методом пробной закалки, для разных статистических массивов слитков сплава ВТЗ-1.

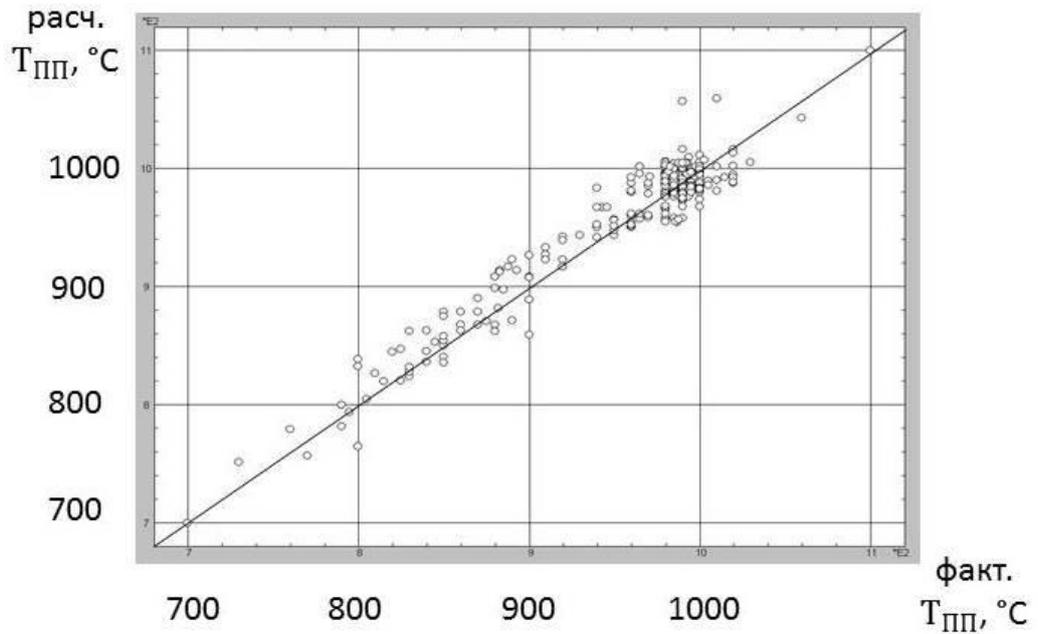


Рисунок 4.1.1 – Сравнение расчетных и фактических значений температуры полиморфного превращения слитков титановых сплавов (расчет по модели №3 табл. 3.1.4).

Для оценки T_{III} сплава ВТЗ-1 в зависимости от химического состава можно использовать следующие соотношения:

1) по данным работы [84]:

$$T_{III} = 989 + 17,5 \cdot (C_{Al} - 6,2) - 7 \cdot (C_{Mo} - 2,5) - 20 \cdot (C_{Cr} - 1,5) - 21 \cdot (C_{Fe} - 0,44) + 250 \cdot (C_O - 0,145) + 550 \cdot (C_N - 0,01) \quad (4.1.1)$$

или после алгебраических преобразований

$$T_{III} = 895,5 + 17,5 \cdot C_{Al} - 7 \cdot C_{Mo} - 20 \cdot C_{Cr} - 21 \cdot C_{Fe} + 250 \cdot C_O + 550 \cdot C_N$$

2) по данным монографии [60, с.39]:

$$T_{III} = 966,4 + 16,4 \cdot (C_{Al} - 6,5) - 8,1 \cdot (C_{Mo} - 2,5) - 15,75 \cdot (C_{Cr} - 1,5) - 14,2 \cdot (C_{Fe} - 0,40) + 229 \cdot (C_O - 0,08) + 558 \cdot (C_N - 0,01) \quad (4.1.2)$$

или

$$T_{III} = 866 + 16,4 \cdot C_{Al} - 8,1 \cdot C_{Mo} - 15,75 \cdot C_{Cr} - 14,2 \cdot C_{Fe} + 229 \cdot C_O + 558 \cdot C_N$$

3) по данным статьи [72]:

$$T_{III} = 890 + 22 \cdot C_{Al} - 10 \cdot C_{Mo} - 16 \cdot C_{Cr} - 17 \cdot C_{Fe} \quad (4.1.3)$$

4) по данным, полученным в диссертации (табл. 3.1.4):

$$T_{III} = t_0 + 20 \cdot C_{Al} - 10 \cdot C_{Mo} - 16 \cdot C_{Cr} - 20 \cdot C_{Fe} + 200 \cdot C_O + 550 \cdot C_N + 400 \cdot C \quad (4.1.4)$$

$$T_{III} = t_0 + (18,6 \pm 0,7) \cdot [Al]_{\text{экв}} - (8,9 \pm 0,3) \cdot [Mo]_{\text{экв}} \quad (4.1.5)$$

$$T_{III} = t_0 + (20,0 \pm 0,8) \cdot [Al]_{\text{экв}} - (10,3 \pm 0,6) \cdot [Mo]_{\text{экв}} - (0,23 \pm 0,05) \cdot [Al]_{\text{экв}}^2 + (0,44 \pm 0,5) \cdot [Mo]_{\text{экв}}^2 \quad (4.1.6)$$

Для оценки t_0 и T_{III} были выбраны два статистических массива сплава ВТЗ-1:

- 1) 12 слитков производства СТК 2000-2011 гг.
- 2) 34 слитка производства ВСМПО 2007-2009 гг.

В табл. 4.1.1 и 4.1.2 приведены фактические $T_{\text{пл}}$ слитков и значения, рассчитанные по литературным данным (4.1.1) – (4.1.3), а также по соотношениям (4.1.4) – (4.1.6) при $t_0=882$ °С и значениях t_0 , определенных по методу наименьших квадратов и дающих наиболее хорошее соответствие факта и расчета.

Таблица 4.1.1

Фактические и расчетные значения $T_{\text{пл}}$ слитков сплава ВТЗ-1
производства СТК 2000-2011 гг.

№ п/п	[Al] _{ЭКВ} ^{СТР} %	[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР} %	T _{пл} , °С	Расчетное значение T _{пл} , °С								
				расчет по (4.1.1)	расчет по (4.1.2)	расчет по (4.1.3)	расчет по (4.1.4) при t ₀		расчет по (4.1.5) при t ₀		расчет по (4.1.6) при t ₀	
							882	880	882	893	882	886
1	7,6	6,27	965	973	942	977	980	978	968	979	973	977
2	7,8	6,31	970	978	946	979	984	982	971	982	977	981
3	7,7	6,34	970	973	942	978	981	979	969	980	975	979
4	7,3	6,51	960	964	934	968	972	970	960	971	967	971
5	7,7	6,34	970	973	942	978	981	979	969	980	975	979
6	7,8	6,57	980	975	943	976	981	979	969	980	975	979
7	7,8	6,61	980	970	939	978	983	981	968	979	975	979
8	7,6	6,26	990	973	942	980	981	979	968	979	974	978
9	7,6	6,26	985	973	942	980	981	979	968	979	974	978
10	7,6	6,62	987	969	939	976	977	975	964	975	972	976
11	7,5	6,36	986	970	939	979	978	976	965	976	971	975
12	7,4	6,00	988	971	939	979	979	977	966	977	971	975
размах	7,3- 7,8	6,00- 6,62	960-988	964- 978	934-946	968-980	972- 984	970- 982	960- 971	971- 982	967- 977	971- 981
среднее	7,6	6,4	979	972	941	977	980	978	967	978	973	977
средний коэффициент соответствия T _{пл} факт./ T _{пл} расч.				1,007	1,040	1,0013	0,999	1,0012	1,012	1,0008	1,006	1,002

Проведенное сравнение показывает, что наилучшее приближение наблюдается при расчете по соотношению (4.1.5) при $t_0 = 893$ °С ($k=1,01$) для слитков сплава ВТЗ-1 производства СТК и по соотношению (4.1.6) при $t_0 = 886$ °С ($k=1,002$) для слитков производства ВСМПО. Вместе с тем следует отметить, что для практических целей можно использовать соотношения (4.1.5) или (4.1.6) при $t_0=882$ °С.

Фактические и расчетные значения $T_{\text{пл}}$ слитков сплава ВТЗ-1
производства ВСМПО 2007-2009 гг.

№ п/п	[Al] _{ЭКВ} ^{стр} %	[Mo] _{ЭКВ} ^{стр} %	$T_{\text{пл}}$, °С	Расчетное значение $T_{\text{пл}}$, °С								
				расчет по (4.1.1)	расчет по (4.1.2)	расчет по (4.1.3)	расчет по (4.1.4) при t_0		расчет по (4.1.5) при t_0		расчет по (4.1.6) при t_0	
							882	877	882	888	882	884
1	8,27	6,4	990	988	955	979	991	986	979	985	984	986
2	8,27	6,4	988	988	955	979	991	986	979	985	984	986
3	8,03	5,82	983	990	957	980	990	985	979	985	983	985
4	8,03	5,82	988	990	957	980	990	985	979	985	983	985
5	7,72	5,75	978	984	952	981	984	979	974	980	978	980
6	7,72	5,75	983	984	952	981	984	979	974	980	978	980
7	7,69	5,81	978	982	949	978	983	978	973	979	977	979
8	7,69	5,81	973	982	949	978	983	978	973	979	977	979
9	7,99	5,82	978	989	955	982	988	983	979	985	982	984
10	7,76	5,87	975	983	951	979	984	979	974	980	978	980
11	7,76	5,87	973	983	951	979	984	979	974	980	978	980
12	7,83	5,88	978	985	952	979	985	980	975	981	979	981
13	8,09	5,72	978	990	957	984	993	988	982	988	984	986
14	8,09	5,72	980	990	957	984	993	988	982	988	984	986
15	7,79	5,87	975	983	951	979	984	979	974	980	978	980
16	7,79	5,87	973	983	951	979	984	979	974	980	978	980
17	8,01	5,55	973	990	957	985	993	988	981	987	984	986
18	8,01	5,55	978	990	957	985	993	988	981	987	984	986
19	7,91	5,98	978	985	952	982	986	981	976	982	980	982
20	8,17	6,04	983	990	957	982	991	986	980	986	984	986
21	7,97	6,03	993	985	953	981	988	983	977	983	981	983
22	7,97	6,03	985	985	953	981	988	983	977	983	981	983
23	7,97	6,03	993	985	953	981	988	983	977	983	981	983
24	7,97	6,03	985	985	953	981	988	983	977	983	981	983
25	7,9	6,12	988	980	949	980	987	982	974	980	979	981
26	7,9	6,12	985	980	949	980	987	982	974	980	979	981
27	7,9	6,12	988	980	949	980	987	982	974	980	979	981
28	7,9	6,12	985	980	949	980	987	982	974	980	979	981
29	7,9	5,95	973	984	952	979	988	983	976	982	980	982
30	7,9	5,95	983	984	952	979	988	983	976	982	980	982
31	7,79	5,97	988	979	948	978	986	981	974	980	978	980
32	7,79	5,97	983	979	948	978	986	981	974	980	978	980
33	7,9	6,12	988	980	949	980	987	982	974	980	979	981
34	7,9	6,12	985	980	949	980	987	982	974	980	979	981
размах	7,69-8,27	5,55-6,40	973-993	980-990	948-958	978-985	983-993	978-988	973-982	979-988	977-984	979-986
среднее	7,9	5,9	982	985	952	980	987	982	976	982	980	982
средний коэффициент соответствия $T_{\text{пл}} \text{ факт.} / T_{\text{пл}} \text{ расч.}$				0,997	1,031	1,001	0,994	0,999	1,006	0,999	1,002	0,9995

4.2. Прогнозирование механических свойств полуфабрикатов $\alpha+\beta$ -титановых сплавов

Для прогнозирования различных показателей в соответствии с установленными представлениями можно использовать адекватные модели, имеющие значимые коэффициенты корреляции $R \geq 0,5$. Результаты проведенного выше статистического анализа показывают, что из кратковременных механических свойств наиболее хорошо поддаются прогнозированию прочностные свойства, а хуже всего - характеристики пластичности, особенно относительное удлинение. Скорее всего, это связано с влиянием случайных и систематических факторов, которые не удалось в полной мере выявить и учесть в процессе исследования и к которым, прежде всего, следует отнести режимы горячей деформации, определяющие тип и параметры структуры полуфабрикатов.

Структурный фактор имеет существенное значение, так как на основе многочисленных экспериментальных данных было установлено, что из стандартных свойств наиболее чувствительны к типу структуры усталостные и пластические характеристики (табл. 1.3.3, рис. 1.3.3). Так, по данным [60; 65; 69] пластичность и усталость могут изменяться в 1,4-1,8 раза при переходе от пластинчатой структуры к глобулярной, тогда как изменение предела прочности не превышает 1,2 раза. Вместе с тем, большое значение имеет размер структурных составляющих. Образцы с тонкой пластинчатой структурой могут давать более высокий предел прочности по сравнению с крупной глобулярной и нивелировать влияние типа структуры на комплекс других механических свойств [60; 65; 69].

В табл. 4.2.1 обобщены результаты исследований по влиянию типа, балла и параметров структуры на разброс свойств прутков диаметром 15-150 мм из сплава ВТ6 и поковок из сплава ВТ3-1. Проведенные исследования показали, что доля вариации механических свойств из-за влияния типа структуры составляет ~10-20% и сильно зависит от колебаний размера структурных составляющих. Так, например, для сплава ВТ6 изменение размера α -глобулей a_α с ~3 до ~6 мкм (трехсигмовый интервал $6S_a=6,0$ мкм) слабо влияет на предел прочности (доля вариации менее 5%), в то время как для поковок сплава ВТ3-1 увеличение a_α с ~3 до ~20 мкм ($6S_a=28,0$ мкм) привело к повышению доли вариации до 45%. Для разработки методов прогнозирования в зависимости от структурного фактора целесообразно исследовать влияние промышленных режимов деформации, что не удалось осуществить в рамках выполнения работы.

В табл. 4.2.2 обобщены результаты исследований по влиянию колебаний марочного состава на стабильность свойств прутков и поковок из сплавов ВТ6 и ВТ3-1. Было установлено, что на разброс кратковременных механических свойств однотипных полуфабрикатов в большей степени влияет изменение химического состава в регламентируемых пределах, чем тип

структуры. Влияние степени легирования на прочностные свойства выше, чем на характеристики пластичности.

Таблица 4.2.1

Доля вариации* механических свойств, обусловленная влиянием структуры прутков сплава ВТ6 и штампованных поковок сплава ВТ3-1

Сплав	Полуфабрикат	Характеристики структуры**	Доля вариации* свойств, %				
			σ_b	δ	ψ	КСУ	НРС
ВТ6	Прутки Ø15-60	I – III типы структуры	20	10	10	20	10
		Балл микроструктуры (1-4)	20	20	25	25	1
		Глобулярная структура $a_\alpha=2,6-5,9$ мкм, $6S_a=6,0$ мкм	5	3	5	5	1
		Смешанная структура $a_\alpha=3,5-6,7$ мкм; $b_2=1,7-3,0$ мкм; $6S_a=5,4$ мкм, $6S_b=3,0$ мкм	4	3	4	6	1
ВТ3-1	Поковки типоразмер №1	I – V типы структуры***	20	10	15	15	-
		Глобулярная структура $a_\alpha=3,3-20,2$ мкм, $6S_a=28,0$ мкм	45	-	20	-	-
		Переходная структура $a_\alpha=3,0-20,5$ мкм; $b_\alpha=9,5-25,6$ мкм $6S_a=36,4$ мкм, $6S_b=43,8$ мкм	60	-	25	-	-
	Поковки типоразмер №9	I – V типы структуры***	20	7	15	15	-
		Глобулярная структура $a_\alpha=5,2-15,5$ мкм, $6S_a=22,0$ мкм	25	-	20	20	-
		Переходная структура $a_\alpha=5,5-21,0$ мкм; $b_\alpha=10,2-25,3$ мкм $6S_a=30,4$ мкм, $6S_b=40,8$ мкм	35	-	20	20	-

Примечания: * жирным шрифтом выделены значимые значения; ** a_α – размер глобулей для глобулярной и смешанной структуры; a_α и b_α – толщина и длина α -частицы для переходной структуры; b_2 – толщина вторичной α -фазы для смешанной структуры; *** по типовой 7-балльной шкале. : I – глобулярная, II – переходная, III – смешанная, IV и V – пластинчатая структура без оторочки и с оторочкой по границе зерна; структуры IV и V встречались только в комбинации с другими структурами.

Таблица 4.2.2

Доля вариации механических свойств, обусловленная колебаниями марочного состава полуфабрикатов из исследованных сплавов

Сплав	Полуфабрикат, термическая обработка	n	$6S_{[Al]+[Mo]}$, %	Доля вариации свойств, %				
				σ_b	δ	ψ	КСУ	
ВТ6, ВТ6С, Grade 5, Grade 23	Кованые прутки 14x14 мм, отжиг	256	4,1	40	16	25	40	
ВТ6	Катаные прутки Ø15-150, отжиг	162	3,8	30	10	10	20	
	Кованые прутки 14x14 мм, отжиг	54	2,3	22	6	6	25	
	Штампованные поковки дисков, двойной отжиг	653	2,1	23	10	12	14	
ВТ3-1	Штампованные поковки типоразмер №1, изотермический отжиг	62	3,9	42	10	28	11	
	Штампованные поковки типоразмер №9, изотермический отжиг	44	2,1	26	5	16	28	

Из табл. 4.2.2 следует, что доля вариации предела прочности более 25% ($R \geq 0,5$) наблюдается при $6S_{[Al]+[Mo]} \geq 2,0 \div 2,5$ %. В этом случае прочностные свойства полуфабрикатов значимо зависят от колебаний химического состава и могут оцениваться по конкретному содержанию легирующих элементов и примесей, в частности, с помощью эквивалентов по

алюминию и молибдену. Для прогнозирования лучше использовать не содержание легирующих и примесных элементов, а эквиваленты (т.е. интегральные характеристики), так как установить статистически значимое влияние каждого компонента в пределах марочного состава на основе статистических данных затруднительно. Через эквиваленты можно учесть влияние не только легирующих элементов, но и практически всех примесей.

Для α - и $\alpha+\beta$ -сплавов после отжига по стандартным режимам можно использовать как структурные, так и прочностные эквиваленты, которые связаны между собой, как было установлено, соотношениями:

$$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}} = 1,94 + 1,22[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}; R=0,97, S=0,8\% \quad (4.2.1)$$

$$[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{пр}} = 0,0025 + 0,84[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{стр}}; R=0,95, S=0,6\%. \quad (4.2.2)$$

Для сплавов переходного класса, а также для сплавов после двойного и изотермического отжига, закалки и старения использование прочностных эквивалентов дает сильное отклонение от фактических значений механических свойств, так что в этом случае приемлемы только структурные эквиваленты.

Для оценки относительного удлинения, сужения, ударной вязкости и вязкости разрушения лучше использовать модели, позволяющие прогнозировать эти свойства в зависимости от предела прочности или условного предела текучести, так как коэффициенты корреляции выше. Вместе с тем необходимо отметить, что в ряде случаев недостаточно высокие, но значимые коэффициенты корреляции могут быть связаны с довольно сильным разбросом механических свойств. Если из выборки удалить значения, находящиеся вне доверительных интервалов уравнения регрессии, и которые можно отнести к категории «выбросов», то коэффициенты корреляции значительно возрастают до $|0,6| - |0,8|$. В этом случае модели вполне пригодны для ориентировочной прогнозной оценки средних значений механических свойств прутков и поковок со статистическими ошибками, определяемыми существующим уровнем производства полуфабрикатов из титановых сплавов.

На основе проведенных исследований предложены модели для вероятностно-статистической оценки средних значений (Т-уровня по зарубежной терминологии) механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов ВТ6, ВТЗ-1, Ti-10-2-3 в зависимости от разных факторов с доверительной вероятностью 0,95. Модели довольно простые, что удобно для практических целей (всего 1 - 5 факторных регрессионных коэффициента). Свободные члены уравнений и факторные коэффициенты регрессии близки к литературным данным и ранее проведенным исследованиям [52].

4.2.1. Штампованные поковки сплава ВТЗ-1

Прогнозирование предела прочности штампованных поковок сплава ВТЗ-1 после изотермического отжига ($t_1 = T_{ПП} - (30 \div 60) \text{ } ^\circ\text{C}$, 1-3 ч, охлаждение с печью до $t_2 = 550 \pm 10 \text{ } ^\circ\text{C}$, 2 ч, воздухе) можно проводить в зависимости от химического состава и параметров равноосной и переходной структуры по соотношениям (3.2.7, 3.2.8, 3.2.11). Статистическая ошибка оценки среднего значения прочности составляет 15-17 МПа при $R = 0,67-0,76$. Поперечное сужение целесообразно оценивать по соотношению (3.2.9, 3.2.10, 3.2.12) со статистическими ошибками 3,0 – 4,0% при $R = 0,45-0,48$. На рис. 3.2.24 (см. п. 3.2.4) для примера приведена зависимость механических свойств от параметров глобулярной структуры, по которой можно оценить предел прочности и поперечное сужение поковок типоразмера №1 из сплава ВТЗ-1, имеющего средний химический состав $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 7,9\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 6,1\%$, при разных значениях размера α -глобулей. Вместе с тем, применить на практике предложенные модели затруднительно, так как необходимо дополнительно установить, при каких режимах штамповки и термической обработки можно получить ту или иную структуру с регламентированными параметрами структурных составляющих.

4.2.2. Катаные прутки диаметром 15-150 мм сплава ВТ6

Для катаных прутков диаметром 15-150 мм сплава ВТ6 после отжига при 600-900 $^\circ\text{C}$ (охлаждение на воздухе) целесообразно использовать многофакторные модели, характеризующие зависимость механических свойств от структурных эквивалентов по алюминию и молибдену, режимов отжига (температура и длительность), диаметра прутка (табл. 3.2.15). При статистическом анализе характеристик пластичности и ударной вязкости были получены несколько неожиданные на первый взгляд результаты: структурные эквиваленты по молибдену или практически не влияют, или повышают характеристики пластичности. Это, скорее всего связано с тем, что основным β -стабилизатором в сплаве ВТ6 является ванадий, который в интервале концентраций 2÷6%м. не только не снижает δ и ψ , но и несколько повышает их (см. рис. 1.2.1 (б)). Аналогичные результаты были получены в работах [61, 47 стр. 110] (см. табл. 1.2.1 модели №15, 21). В том случае, если сплавы содержат, кроме ванадия, β -стабилизаторы, сильно снижающие характеристики пластичности (Mo, Fe, Mn), то положительное влияние ванадия на δ и ψ ослабляется (в интервале 2÷6%). При концентрациях более 8% ванадий начинает интенсивно снижать δ и ψ . Размах содержания ванадия в прутках диаметром 15-150 мм сплава ВТ6 составил 1,8% (3,5-5,3%), железа 0,18% (0,01-0,19) в отличие от прутков 14x14 мм, для которых незначительное изменение ванадия (3,7-4,4 %), но довольно

большие колебания железа, как примеси (0,03-0,38%), привели к некоторому снижению характеристик пластичности с увеличением эквивалента по молибдену.

Все полученные для прутков Ø15-150 мм модели имеют высокие значения коэффициента корреляции (0,6÷0,95) и позволяют проводить оценку предела прочности с ошибками, типичными для производственных условий. Модели справедливы для прутков с глобулярной, переходной, смешанной и пластинчатой структурами при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=7,0\div 10,0\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=2,5\div 4,0\%$, $\Delta t=50\div 400$ °С, $t_{\text{отж}}=600$ °С ÷ Ас₃. На рис. 4.2.1 и 4.2.2 для примера приведены диаграммы, позволяющие оценить предел прочности и поперечное сужение в зависимости от эквивалентов по алюминию и молибдену после отжига (при $\Delta t=200$ °С, 60 мин, воздух) прутков диаметром 20 мм с переходной структурой. На рис. 4.2.3. представлена зависимость предела прочности и поперечного сужения прутков диаметром 20 мм от температуры отжига. Рис. 4.2.1-4.2.3 построены по моделям из табл. 3.2.15 при различной степени легирования сплава: по нижней границе 3σ-интервала ($[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=7,0\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=2,5\%$); по середине ($[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=8,5\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=3,25\%$); и верхней границе 3σ-интервала ($[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=10,0\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=4,0\%$). Проверка полученных зависимостей показала хорошую сходимость расчетных и фактических значений механических свойств (рис. 4.2.4).

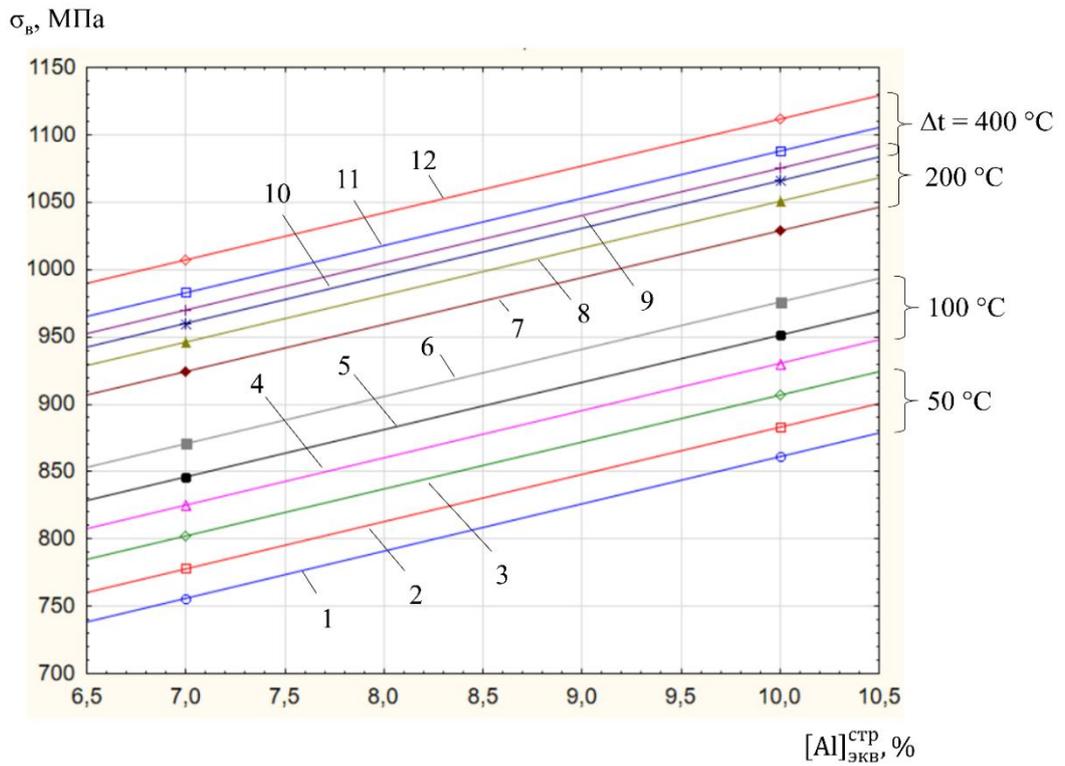


Рисунок 4.2.1. - Диаграмма в координатах «предел прочности – эквивалент по алюминию» для прутков диаметром $\varnothing 20$ мм сплава ВТ6 после отжига при $\Delta t=50$ °C (1, 2, 3); 100 °C (4,5,6); 200 °C (7, 8, 9), 400 °C (10, 11, 12), 60 мин, охлаждение на воздухе (расчет по модели №1 табл. 3.2.15) при разных значениях эквивалента по молибдену (1, 4, 7, 10 – 2,5%; 2, 5, 8, 11 – 3,25%; 3, 6, 9, 12 – 4,0%)

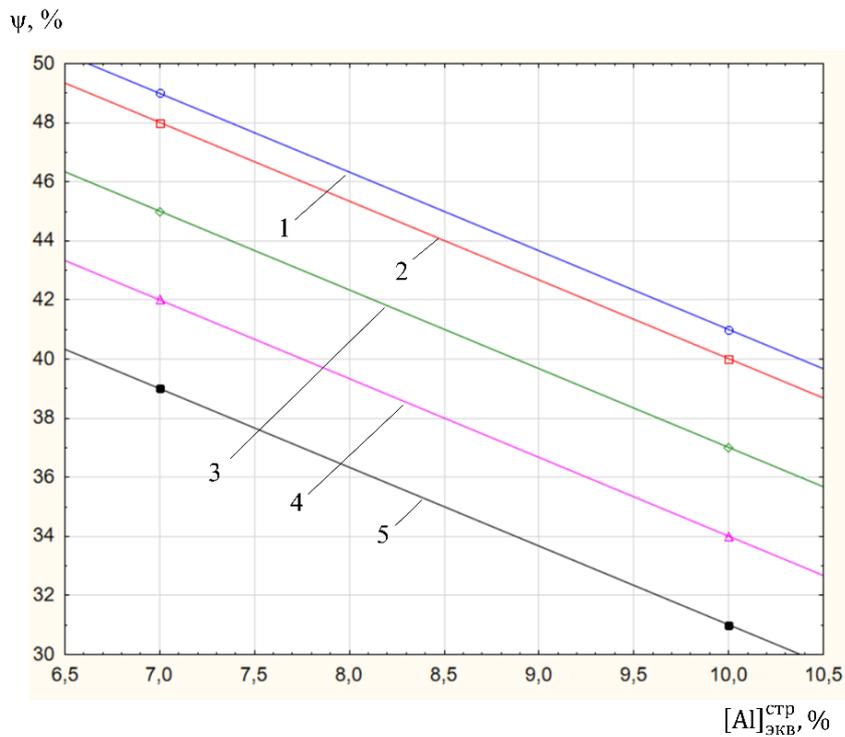


Рисунок 4.2.2 – Диаграмма в координатах «поперечное сужение – эквивалент по алюминию» для прутков диаметром $\varnothing 20$ мм сплава ВТ6 после отжига в течение 60 мин, охлаждение на воздухе (расчет по модели №3 табл. 3.2.15) при разных значениях $\Delta t=50$ °C (1); 100 °C (2); 200 °C (3); 300 °C (4); 400 °C (5).

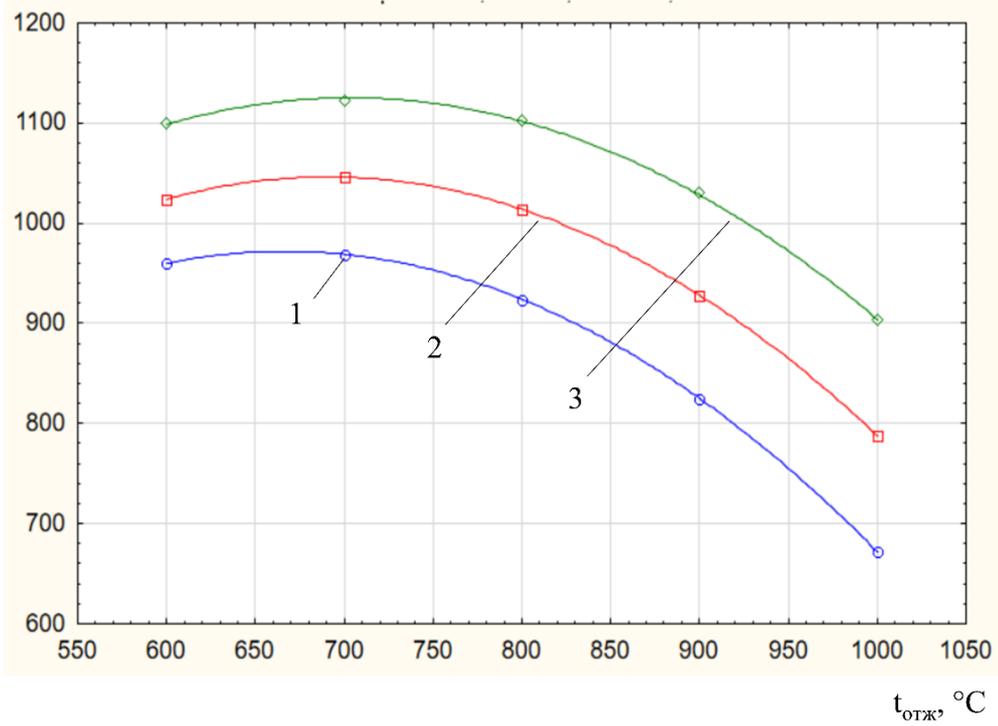
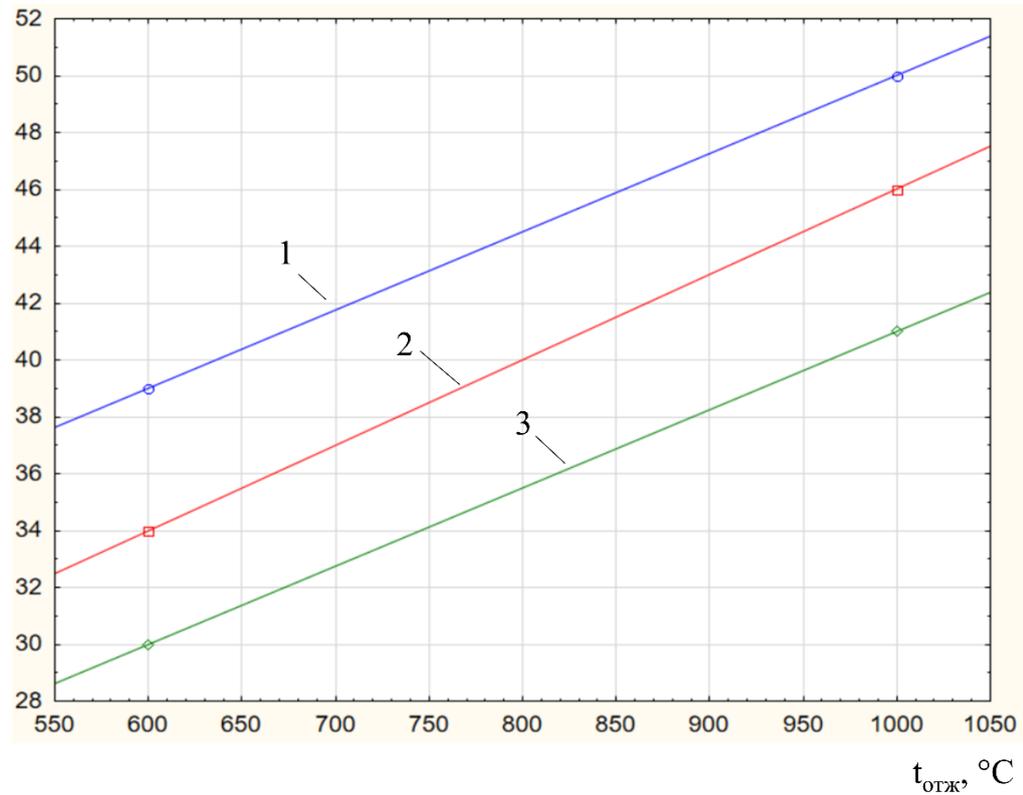
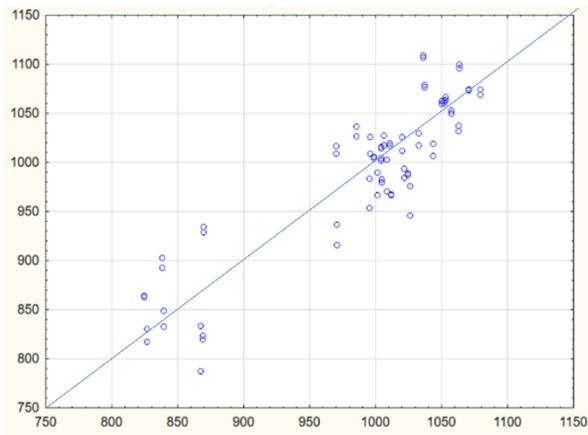
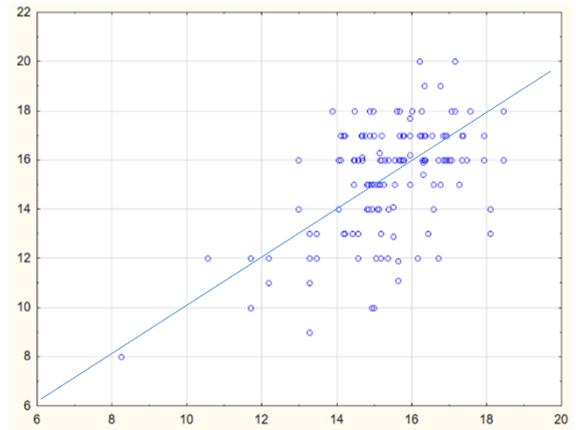
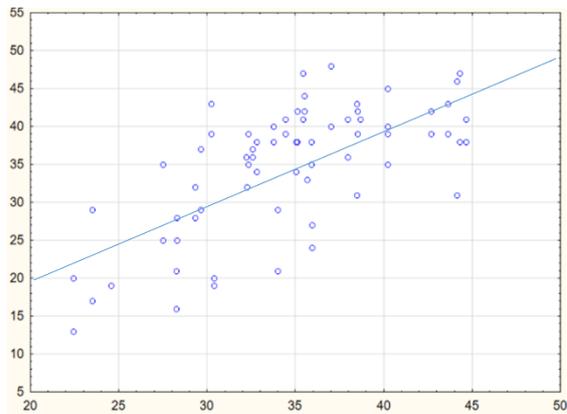
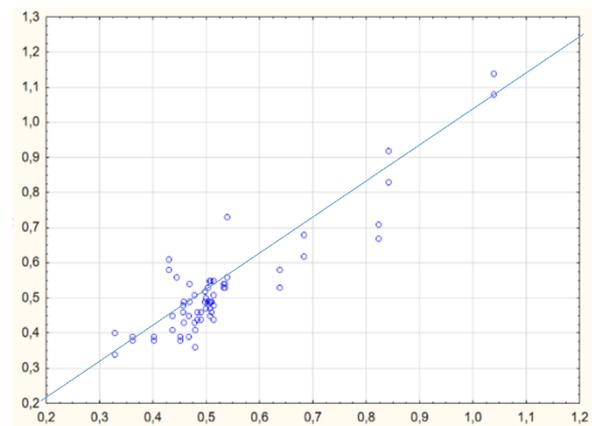
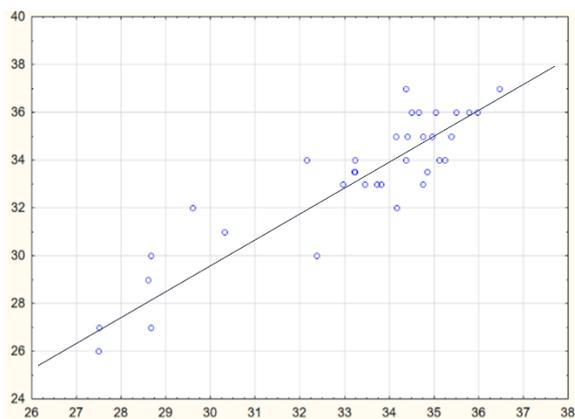
σ_B , МПа ψ , %

Рисунок 4.2.3 – Зависимость предела прочности и поперечного сужения прутков сплава ВТ6 диаметром 20 мм от температуры отжига при $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}=7,0\%$, $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}=2,5\%$, $T_{ПП}=1000^{\circ}C$ (1); $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}=8,5\%$, $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}=3,2\%$, $T_{ПП}=1024^{\circ}C$ (2); $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}=10,0\%$, $[Mo]_{ЭКВ}^{СТР}=4,0\%$, $T_{ПП}=1048^{\circ}C$ (3).

σ_B факт., МПа σ_B расч., МПа δ факт., % δ расч., % ψ факт., % ψ расч., %КСУ факт., МДж/м²КСУ расч., МДж/м²

HRC факт.



HRC расч.

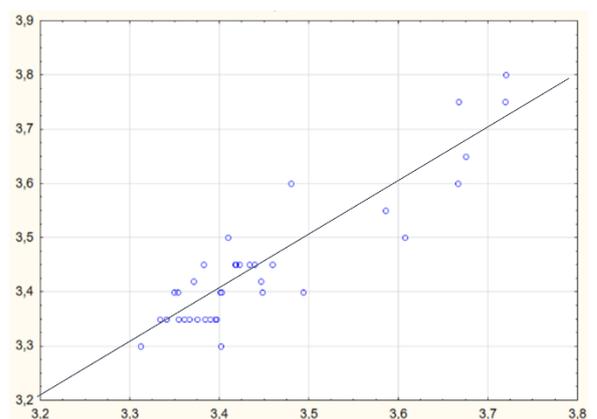
 $d_{отп}$ факт., мм $d_{отп}$ факт., мм

Рисунок 4.2.4. Сравнение фактических и расчетных значений механических свойств прутков диаметром 16-150 мм из сплава ВТ6 после отжига (расчет по моделям табл. 3.2.15).

4.2.3. Штампованные поковки из сплава Ti-10V-2Fe-3Al

Для штампованных поковок сплава Ti-10V-2Fe-3Al после закалки и старения ($T_{\text{пш}} - (15 \div 40) \text{ } ^\circ\text{C}$, вода + 480-510 $^\circ\text{C}$, 8 ч, воздух) были получены значимые регрессионные модели, но имеющие достаточно низкие коэффициенты корреляции $R \leq 0,4$ (см. табл. 3.3.11, 3.3.13). Это обусловлено, прежде всего, довольно большим разбросом механических свойств. Для того, чтобы более четко выявить роль химического состава и исключить разброс, был проведен «анализ средних» (табл. 3.3.10, рис. 3.3.9), в результате которого было выявлено значимое и довольно сильное совместное влияние эквивалентов по алюминию и молибдену на прочностные свойства и вязкость разрушения. После удаления «выбросов», выходящих за границу доверительных интервалов линий регрессии (рис. 3.3.8), коэффициенты корреляции возросли до 0,5-0,95. Скорректированные по разбросу значения коэффициентов корреляции для многофакторных моделей приведены в табл. 3.3.11, 3.3.12. Для выявления причин появления «выбросов» необходимо проведение дополнительных исследований.

Средние значения предела прочности и условного предела текучести можно оценивать по моделям № 1 и 2 (табл. 3.3.11) в зависимости от эквивалентов по алюминию и молибдену, температур закалки и старения с ошибкой 26-27 МПа. Для оценки относительного удлинения, сужения и вязкости разрушения лучше использовать модели, позволяющие прогнозировать эти свойства в зависимости от предела прочности или условного предела текучести с ошибками 2,0%, 7,0%, 5 МПа·м^{1/2} соответственно (табл. 3.3.12). На рис. 4.2.5 сопоставлены расчетные и фактические значения предела прочности поковок сплава 10-2-3. Темным фоном выделены значения, лежащие вне доверительного интервала линии регрессии и относящиеся к выбросам.

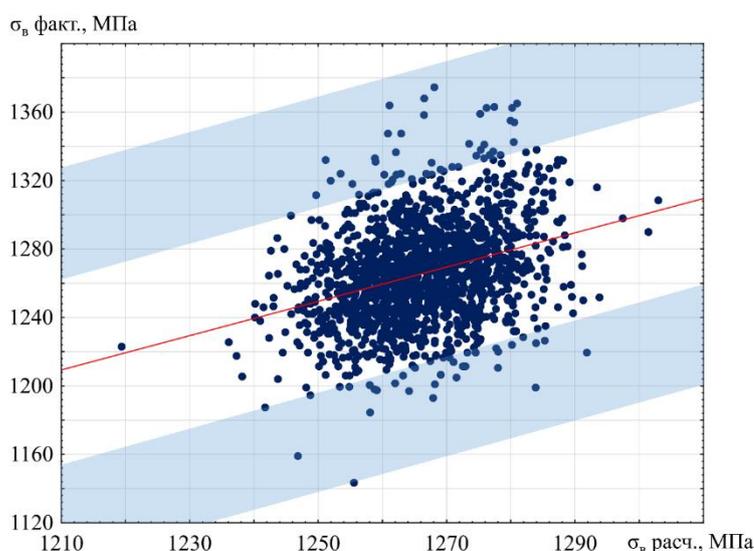


Рисунок 4.2.5 – Сравнение фактических и расчетных значений предела прочности поковок из сплава 10-2-3 (расчет по модели № 2 табл. 3.3.11)

4.3. Повышение качества полуфабрикатов из сплава Ti-6Al-4V путем корректировки диапазона легирования

4.3.1. Рекомендации по повышению стабильности механических свойств

путем установления предельно допустимых колебаний алюминия, ванадия и примесей

В п. 3.2. было показано, что для стабилизации разброса механических свойств в пределах партии однотипных полуфабрикатов сплава Ti-6Al-4V, необходимо, чтобы величина суммарных колебаний химического состава, эквивалентного алюминию и молибдену, была на уровне $6S_{[Al]+[Mo]} \leq 2,0 \div 2,5\%$ ($S_{[Al]+[Mo]} \leq 0,3 \div 0,4\%$). Степень влияния β -стабилизаторов (V, Fe) на механические свойства слабее, чем α -стабилизаторов (Al и примесей внедрения), так как, во-первых, они имеют меньший разброс и, во-вторых, коэффициенты корреляции свойств с эквивалентами по молибдену ниже, чем с эквивалентами по алюминию (табл. 3.2.6). Поэтому, если оставить разброс V, Fe и, соответственно, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{ПР}}$ на прежнем уровне ($6S_{[Mo]} = 0,5 \div 1,0\%$), то для эквивалентов по алюминию величина «трехсигмового» интервала $6S_{[Al]}$ не должна превышать 1,5%, т.е. $S_{[Al]} \leq 0,25\%$, что позволит обеспечить стабильность и воспроизводимость химического состава слитков и механических свойств полуфабрикатов.

Проведем оценку диапазона легирования алюминием с учетом колебаний кислорода, азота и углерода и выполнения требования $S_{[Al]} \leq 0,25\%$. В НД установлены следующие нормативные диапазоны для алюминия (табл. 1.4.1): для сплава ВТ6 – $6S_{Al}^{\text{НД}} = 6,8 - 5,3 = 1,5\%$, откуда $S_{Al}^{\text{НД}} = 0,25\%$; для сплавов ВТ6ч, Grade % - $6S_{Al}^{\text{НД}} = 6,75 - 5,5 = 1,25\%$, откуда $S_{Al}^{\text{НД}} = 0,21\%$; для сплавов ВТ6С, ВТ6к – $6S_{Al}^{\text{НД}} = 6,5 - 5,3 = 1,2\%$, откуда $S_{Al}^{\text{НД}} = 0,20\%$; для сплава Grade23 $6S_{Al}^{\text{НД}} = 6,5 - 5,5 = 1,0\%$, откуда $S_{Al}^{\text{НД}} = 0,17\%$.

По статистическим данным $S_{Al} = 0,10 \div 0,20\%$, что $\leq S_{Al}^{\text{НД}}$, при этом стандартные отклонения для примесей внедрения составляют: $S_O = 0,01 \div 0,04\%$, $S_N = 0,001 \div 0,007\%$, $S_C = 0,002 \div 0,006\%$, что приводит к колебаниям эквивалента по алюминию $S_{[Al]} = 0,2 \div 0,5\%$ (табл. 1.4.13, 3.2.5). В табл. 4.3.1 приведены результаты расчета стандартного отклонения алюминия S_{Al} при различных (технологически возможных) значениях стандартного отклонения кислорода S_O , азота S_N , углерода S_C на основании соотношений:

$$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = \%Al + 10[\%O + \%C + 2 \cdot (\%N)], \quad (4.3.1)$$

$$S_{[Al]} = \sqrt{S_{Al}^2 + 100S_O^2 + 100S_C^2 + 400S_N^2} \leq 0,25\%, \quad (4.3.2)$$

где $S_{[Al]}$ - стандартное отклонение для эквивалента по алюминию.

Проведенный теоретический анализ показал, что для стабилизации механических свойств полуфабрикатов сплавов типа Ti-6Al-4V и обеспечения $S_{[Al]} \leq 0,25\%$, необходимо установить предельно допустимые колебания алюминия, ванадия и примесей: $S_{Al} \leq 0,2\%$, $S_O \leq 0,02\%$,

$S_N \leq 0,006\%$, $S_C \leq 0,006\%$, $S_V \leq 0,15\%$, $S_{Fe} \leq 0,05\%$. Это означает, что целесообразно поддерживать нормативный диапазон легирования алюминием до $6S_{Al}^{HЛ} = 1,2\%$.

Таблица 4.3.1

Расчет стандартного отклонения алюминия в слитках сплава Ti-6Al-4V
в зависимости от разброса содержания примесей

№ расчета	S_C , %	S_N , %	S_O , %	S_{Al} , %	$6S_{Al}$, %
$S_{[Al]} = 0,25\%$					
1	0,001	0,001	0,010	0,23	1,4
2			0,015	0,20	1,2
3			0,020	0,15	0,9
4	0,003	0,003	0,010	0,22	1,3
5			0,015	0,18	1,1
6			0,020	0,13	0,8
7	0,006	0,006	0,010	0,18	1,1
8			0,015	0,15	0,9
9			0,020	0,07	0,4
$S_{[Al]} = 0,20\%$					
1	0,001	0,001	0,010	0,17	1,0
2			0,015	0,13	0,8
3			0,020	*	*
4	0,003	0,003	0,010	0,16	0,9
5			0,015	0,11	0,7
6			0,020	*	*
7	0,006	0,006	0,010	0,11	0,7
8			0,015	0,01	0,06
9			0,020	*	*

Примечание: * - технологически невозможные значения.

4.3.2. Рекомендации по исключению образования α_2 -фазы

На первом этапе для того была проведена оценка среднего значения $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$ (с учетом разброса), исключающего образование α_2 -фазы. Для этого для сплавов типа Ti-6Al-4V был проведен расчет вероятностного процента P_t^B появления слитков с содержанием алюминия и примесей, эквивалентным $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} \geq 9\%$ и приводящим к образованию α_2 -фазы, что можно считать браком по верхнему пределу (табл. 4.3.2):

$$P([Al]_{ЭКВ}^{СТР} > 9\%) = P(9\% < X_{[Al]} < +\infty) = \Phi(+\infty) - \Phi(U) = 0,5 - \Phi(U); \quad (4.3.3)$$

$$P_t^B = P([Al]_{ЭКВ}^{СТР} > 9\%) \cdot 100\%; \quad (4.3.4)$$

$$U = \frac{9\% - \overline{x_{Al}}}{S_{[Al]}}$$

где $\overline{x_{Al}}$ – выборочное среднее значение эквивалента по Al, $\Phi(U)$ – функция Лапласа.

Вероятностный процент P_t^B появления слитков титановых сплавов
Ti-6Al-4V с $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \geq 9\%$

№ расчета	$\bar{x}_{Al}, \%$	$S_{[Al]}, \%$	U	$\Phi(U)$	$P_t^B, \%$	Вероятностное количество слитков с $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \geq 9\%$ на 1000 слитков
1	8,0	0,50	2,0	0,477200	2,28	23-24
2	8,5	0,50	1,0	0,341300	15,87	159-160
3	8,5	0,25	2,0	0,477200	2,28	23-24
4	8,0	0,25	4,0	0,499968	0,032	0
5	7,5	0,25	6,0	0,499999	0	0
6	7,35	0,50	3,3	0,499500	0,05	0

Расчеты №1 - 4 были проведены для сплавов ВТ6, ВТ6ч, Grade 5 со значениями выборочного среднего ($\bar{x}_{[Al]} = 8,0-8,5\%$) и стандартного отклонения ($S_{[Al]} = 0,25-0,50 \%$), типичными для существующего процесса производства слитков. Для партии слитков сплава Ti-6Al-4V со средним значением эквивалента по алюминию 8,0% и стандартным отклонением 0,5% (расчет №1) брак по верхнему пределу может появиться с вероятностью 2,28%, т.е. 23-24 слитка из 1000 могут иметь эквивалент по алюминию более 9%. Повышение среднего значения до 8,5% приводит к увеличению количества таких слитков до ~160 (расчет №2). Для того чтобы исключить брак по верхнему пределу необходимо, чтобы вероятностный процент несоответствий был менее 0,05%, т.е. менее 5 несоответствий на 10 000 слитков: $P(X > 9\%) = 0,0005$. Для этого следует или сузить разброс до $S_{[Al]} \leq 0,25\%$ при сохранении среднего значения эквивалента по алюминию на уровне $7,5 \div 8,0\%$ (расчеты № 4 и 5) или снизить среднее статистическое значение эквивалента по алюминию до 7,35% при $S_{[Al]} \approx 0,5\%$ (расчет №6). Однако, как было показано выше, при $S_{[Al]} > 0,25\%$ механические свойства могут зависеть от колебаний марочного состава. Поэтому для повышения стабильности свойств и исключения образования α_2 -фазы среднее расчетное содержание структурного эквивалента по алюминию не должно превышать 8,0% при $S_{[Al]} \leq 0,25\%$.

На втором этапе была проведена оценка возможных содержаний алюминия и примесей внедрения, определяющих верхнюю критическую границу (9,0%) для эквивалента по алюминию, по соотношению:

$$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = \%Al + 10[\%O + \%C + 2 \cdot (\%N)] \leq 9\%, \quad (4.3.5)$$

В табл. 4.3.3 приведены значения эквивалента по алюминию в зависимости от содержания примесей и алюминия, на основе чего были построены диаграммы в координатах «структурный эквивалент по алюминию – содержание алюминия» при различных значениях кислорода, азота, углерода в сплаве ВТ6.

Расчет $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$ в слитках сплава ВТ6 в зависимости от содержания примесей и алюминия (при min и max по НД)

№ расчета	C, %	N, %	O, %	Al, %	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}$, %	Примечание	
1	0,01	0,01	0,05	5,3	6,1	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$	
2				6,8	7,6		
3			0,10	5,3	6,6		
4				6,8	8,1		
5			0,15	5,3	7,1		
6				6,8	8,6		
7			0,20	5,3	7,6		
8				6,8	9,1		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} > 9\%$
9			0,25	5,3	8,1		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$
10				6,8	9,6		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} > 9\%$
11	0,02	0,01	0,05	5,3	6,2	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$	
12				6,8	7,7		
13			0,10	5,3	6,7		
14				6,8	8,2		
15			0,15	5,3	7,2		
16				6,8	8,7		
17			0,20	5,3	7,7		
18				6,8	9,2		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} > 9\%$
19			0,25	5,3	8,2		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$
20				6,8	9,7		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} > 9\%$
21	0,02	0,02	0,05	5,3	6,4	$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$	
22				6,8	7,9		
23			0,10	5,3	6,9		
24				6,8	8,4		
25			0,15	5,3	7,4		
26				6,8	8,9		
27			0,20	5,3	7,9		
28				6,8	9,4		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} > 9\%$
29			0,25	5,3	8,4		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$
30				6,8	9,8		$[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} > 9\%$

На рис. 4.3.1 для примера приведена диаграмма при среднем содержании углерода 0,02% и азота 0,01%. Если поддерживать содержание азота на уровне 0,01%, углерода – 0,02%, то при содержаниях кислорода 0,05, 0,1 и 0,15% максимально возможные значения алюминия, выше которых может наблюдаться образование фазы α_2 , не выходят за верхнюю границу поля допуска НД (6,8%). Если верхнюю границу для кислорода увеличить до 0,2%, то аналогичная граница для алюминия не должна превышать 6,6%, а при O=0,25% - до Al=6,1%. При N=0,02%, C=0,02% и 0,2% O максимально возможные значения для Al должны быть еще ниже и соответствуют 6,4%.

Необходимо отметить, что соотношение (4.3.5) вовсе не означает, что при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} < 9\%$ α_2 -фаза никогда не может образоваться. По данным работ [2, 3, 130] в α -фазе при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} > 5\%$ могут образоваться эллипсоидные частицы с полностью упорядоченной α_2 -структурой, когерентные по отношению к матрице. При увеличении содержания α -

стабилизаторов когерентность α_2 -фазы нарушается, и при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \geq 9\%$ выделения α_2 -фазы могут оказывать негативное влияние на свойства.

На третьем этапе была проведена оценка предельно допустимого содержания алюминия в зависимости от содержания примесей и при $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \leq 9\%$. На рис. 4.3.2 приведены значения верхней границы «трехсигмового» интервала для Al от содержания кислорода при различных содержаниях азота и углерода на основе расчетов, представленных в табл. 4.3.4:

$$X_{\text{max}}^{\text{Al}} \leq 9,0 - 10 \cdot \%O - 10 \cdot \%C - 20 \cdot \%N.$$

Таблица 4.3.4

Максимально допустимое содержание алюминия $X_{\text{max}}^{\text{Al}}$ в слитках сплава ВТ6 с $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} \leq 9\%$ в зависимости от содержания примесей

№	C, %	N, %	O, %	$X_{\text{max}}^{\text{Al}}$, %	Примечание
Al ≤ 8,7 - 10·%O					
1	0,01	0,01	0,05	8,2	выше НД=6,8%
2			0,10	7,7	
3			0,15	7,2	
4			0,20	6,8	ниже НД=6,8%
5			0,25	6,2	
Al ≤ 8,6 - 10·%O					
6	0,02	0,01	0,05	8,1	выше НД=6,8%
7			0,10	7,6	
8			0,15	7,1	
9			0,20	6,6	ниже НД=6,8%
10			0,25	6,1	
Al ≤ 8,4 - 10·%O					
11	0,02	0,02	0,05	7,8	выше НД=6,8%
12			0,10	7,4	
13			0,15	6,9	
14			0,20	6,4	ниже НД=6,8%
15			0,25	5,9	
Al ≤ 8,3 - 10·%O					
16	0,03	0,02	0,05	7,7	выше НД=6,8%
17			0,10	7,3	
18			0,15	6,8	
19			0,20	6,3	ниже НД=6,8%
20			0,25	5,7	

Из диаграммы (рис. 4.3.2) следует, что при сохранении предельно допустимого по НД содержания алюминия 6,8% необходимо контролировать максимально возможное содержание кислорода, например: O=0,19% при C=0,01% и N=0,01% или O=0,15% при C=0,03% и N=0,02%. Или при C=0,01%, N=0,01%, O=0,2% предельно допустимое содержание Al должно соответствовать $X_{\text{max}}^{\text{Al}} = 6,7\%$. При C=0,02%, N=0,01%, O=0,2% содержание алюминия должно быть снижено до $X_{\text{max}}^{\text{Al}} = 6,6\%$, а при C=0,03%, N=0,02%, O=0,2% оно не должно превышать $X_{\text{max}}^{\text{Al}} = 6,3\%$.

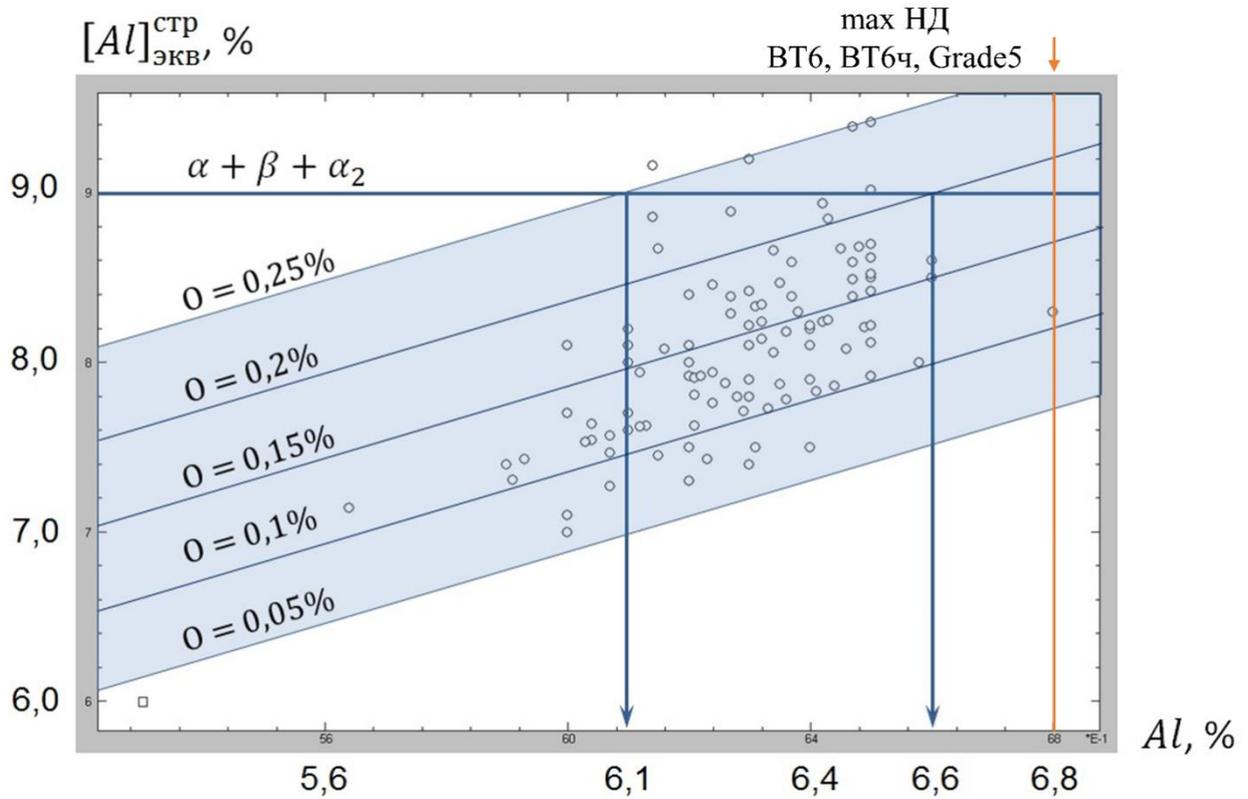


Рисунок 4.3.1 – Диаграмма «структурный эквивалент по алюминию – содержание алюминия» при различных значениях кислорода и $N=0,01\%$, $C=0,02\%$. Точками указаны слитки исследованных сплавов BT6, BT6С, BT6ч, Grade 5, Grade 23.

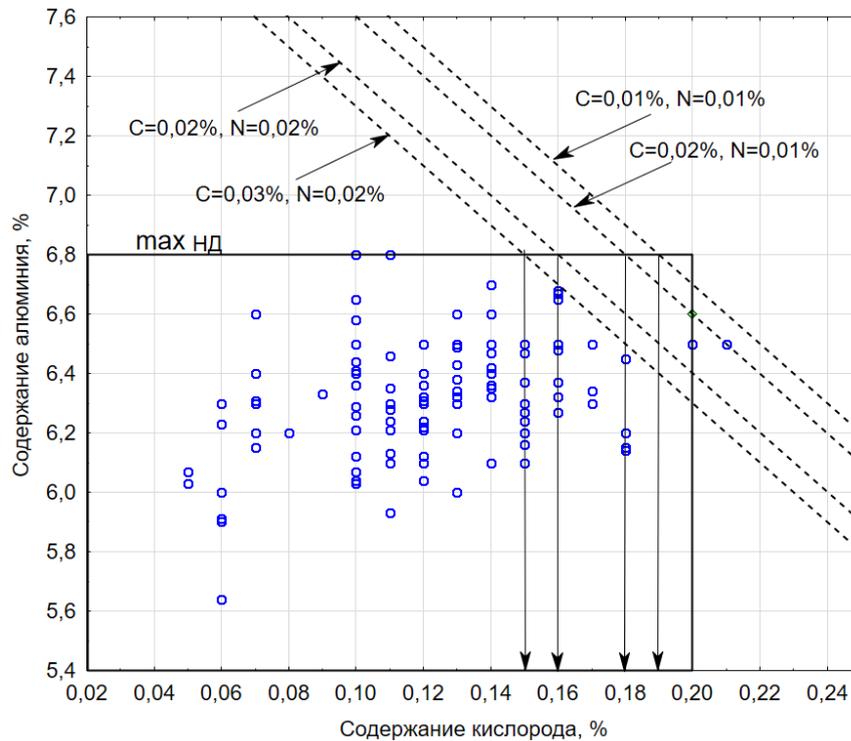


Рисунок 4.3.2 – Диаграмма «Содержание алюминия – содержание кислорода». Точками указаны слитки исследованных сплавов BT6, BT6С, BT6ч, Grade 5, Grade 23.

На четвертом этапе, зная максимально допустимое содержание алюминия X_{\max}^{Al} (см. рис. 4.3.1 и 4.3.2, табл. 4.3.4), можно оценить средние расчетные значения алюминия и кислорода в зависимости от возможного разброса и содержания примесей. В табл. 4.3.5 для примера приведен расчет среднего содержания алюминия в сплаве ВТ6, исходя из условий:

$$P(X > X_{\max}^{\text{Al}}) = 0,0005, \quad \bar{X}_{\text{Al}} = X_{\max}^{\text{Al}} - 3,3 \cdot S_{\text{Al}}$$

где X_{\max}^{Al} – максимально допустимое содержание алюминия с учетом требований НД (табл. 4.3.4), S_{Al} – стандартное отклонение для алюминия. Полученные результаты показывают, что при $N \leq 0,02\%$, $C \leq 0,03\%$ и $O \leq 0,14\%$ среднее содержание алюминия должно быть не выше 6,14% при $S_{\text{Al}} = 0,2\%$ и 6,47% при $S_{\text{Al}} = 0,1\%$. Если содержание углерода и азота находятся на уровне 0,02%, а S_{Al} достигает 0,2%, то слитки целесообразно легировать кислородом в количестве 0,2%. В этом случае следует снижать расчетное содержание алюминия до 5,64%, но это, в свою очередь, при таком разбросе может вызвать брак по нижнему пределу.

Таблица 4.3.5

Расчет среднего содержания алюминия \bar{X}_{Al} в слитках сплава ВТ6 с $[\text{Al}]_{\text{экв}}^{\text{стр}} \leq 9\%$ в зависимости от отклонения S_{Al} и содержания примесей

№ расчета	C, %	N, %	O, %	X_{\max}^{Al} , %	\bar{X}_{Al} , %
$S_{\text{Al}}=0,2\%$					
1	$\leq 0,03$	$\leq 0,02$	$\leq 0,14$	6,8	6,14
2	$\leq 0,02$	$\leq 0,02$	$\leq 0,16$		
3	$\leq 0,02$	$\leq 0,01$	$\leq 0,18$		
4	$\leq 0,01$	$\leq 0,01$	$\leq 0,20$		
5	0,03	0,02	0,16	6,6	5,94
6			0,18	6,3	5,64
7			0,20	6,2	5,54
8			0,25	5,7	5,04
9	0,02	0,02	0,18	6,6	5,94
10			0,20	6,3	5,64
11			0,25	5,8	5,14
12	0,02	0,01	0,20	6,6	5,94
$S_{\text{Al}}=0,1\%$					
13	$\leq 0,03$	$\leq 0,02$	$\leq 0,14$	6,8	6,47
14	$\leq 0,02$	$\leq 0,02$	$\leq 0,16$		
15	$\leq 0,02$	$\leq 0,01$	$\leq 0,18$		
16	$\leq 0,01$	$\leq 0,01$	$\leq 0,20$		
17	0,03	0,02	0,16	6,6	6,27
18			0,18	6,3	5,97
19			0,20	6,2	5,87
20			0,25	5,7	5,37
21	0,02	0,02	0,18	6,6	6,27
22			0,20	6,3	5,97
23			0,25	5,8	5,47
24	0,02	0,01	0,20	6,6	6,27

Таким образом, на основе статистических исследований было установлено, что для повышения стабильности, однородности и воспроизводимости химического состава и свойств полуфабрикатов сплавов типа Ti-6Al-4V необходимо:

- 1) Установить предельно допустимые колебания алюминия, ванадия и примесей:
 $S_{Al} \leq 0,2\%$, $S_O \leq 0,02\%$, $S_N \leq 0,006\%$, $S_C \leq 0,006\%$.
- 2) Сузить расчетный диапазон легирования алюминием до $6S_{Al}^{НД} = 1,2\%$, что должно соответствовать $5,4 \div 6,6\%$ (вместо $5,3-6,8\%$ для ВТ6, ВТ6ч, Grade5 по НД).
- 3) Установить максимально допустимое суммарное содержание α -стабилизаторов, эквивалентное алюминию и исключающее негативное влияние алюминида титана на свойства при $[Al]_{ЭКВ}^{СТР} \geq 9\%$: среднее расчетное значение $[Al]_{ЭКВ}^{СТР}$ не должно превышать $\approx 8,0\%$ при $S_{[Al]} \leq 0,25\%$.
- 4) Не превышать среднее расчетное содержание алюминия $\sim 6,1\%$ при $S_{Al} = 0,2\%$ или $\sim 6,5\%$ при $S_{Al} = 0,1$.
- 5) Регламентировать предельно допустимое содержание алюминия с учетом содержания примесей. Так, если среднее содержание углерода и азота будет соответствовать $0,02$ и $0,01\%$, а максимальное содержание алюминия оставить равным $6,8\%$ (как в существующих НД), то предельно допустимое содержание кислорода должно быть установлено на уровне $0,18\%$ (табл. 4.3.6). Или, если сплав легировать кислородом (до $0,2\%$ по существующим НД), то тогда необходимо снижать максимальное содержание алюминия до $6,6\%$ при $C=0,02\%$, $N=0,01\%$ или до $6,3\%$ при $C=0,03\%$, $N=0,02\%$.

Таблица 4.3.6

Рекомендуемые максимальные содержания алюминия и кислорода в сплаве ВТ6 в зависимости от содержания углерода и азота

C, %	N, %	O*, %	Al*, %
0,01	0,01	0,19	6,8
		0,20	6,7
		0,25	6,2
0,02	0,01	0,18	6,8
		0,20	6,6
		0,25	6,1
0,03	0,02	0,15	6,8
		0,20	6,3
		0,25	5,8

Примечание: * - жирным шрифтом выделено максимальное содержание по ОСТ.

4.4. Повышение качества катаных прутков сплава ВТ6 сплавов путем корректировки режимов отжига

Режимы термической обработки полуфабрикатов из отечественных титановых сплавов установлены производственными инструкциями ВИАМ ПИ №685-76 и ПИ 1-2-587-2002. Температуры отжига, закалки и старения выбирают в зависимости от температуры полиморфного превращения, сечения полуфабриката, его структуры, требований к механическим свойствам. Для прутков сплава ВТ6 предусмотрен отжиг при $700\div 850^\circ\text{C}$, что на $\sim 150\div 250^\circ\text{C}$ ниже типичных значений температуры $T_{\text{ПП}}=950\div 1000^\circ\text{C}$, приведенных в ПИ 1-2-587-2002. Охлаждение после отжига проводят на воздухе или с печью. Время выдержки при температуре отжига зависит от диаметра прутка и составляет 45 мин для $\varnothing=6\div 25$ мм, 60 мин для $\varnothing=25\div 50$ мм, 90 мин для $\varnothing=50\div 75$ мм, 120 мин для $\varnothing=75\div 100$ мм, 180 мин для $\varnothing=100\div 150$ мм.

Результаты проведенных выше исследований показали, что $T_{\text{ПП}}$ сплава ВТ6 изменяется в более широких пределах, чем установлено в производственных инструкциях ВИАМ. В зависимости производителя фактическая $T_{\text{ПП}}$ слитков может варьироваться от 925 до 1080°C , что обусловлено колебаниями содержания алюминия, ванадия и примесей. Кроме этого, кислород может выступать как легирующий элемент и сильно повышать $T_{\text{ПП}}$. Если принять, что температура отжига должна соответствовать $700\div 850^\circ\text{C}$, то разница между $T_{\text{ПП}}$ и этими температурами будет достигать более высоких значений, чем предусмотрено ПИ.

В п. 3.2 было показано, что в зависимости от химического состава, режимов отжига и диаметра прутка механические свойства сплава ВТ6 могут выходить за регламентируемые пределы по ОСТ. Для обеспечения необходимого комплекса свойств прутков $\varnothing 15\div 150$ мм из сплава ВТ6 можно использовать регрессионные модели, предназначенные для прогнозирования (табл. 3.2.15). На рис. 4.4.1 для примера приведены результаты расчета предела прочности прутков диаметром 20 мм с переходной структурой по регрессионной модели № 1 (табл. 3.2.15). Модель справедлива при $\Delta t=50\text{-}400^\circ\text{C}$ и $[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=7,0\text{-}10,0\%$, $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=2,5\text{-}4,0\%$. Расчет был проведен при этих значениях Δt и различной степени легирования, соответствующей нижней, средней и верхней границе 3σ -интервала.

Зная химический состав прутка определенного диаметра, можно оценить Δt и $t_{\text{отж}}$ для получения регламентируемых значений предела прочности. Для того, чтобы удовлетворить требованиям ОСТ1 90173-75 и ОСТ1 90266-86 $\sigma_{\text{в}}=900\text{-}1050$ МПа, необходимо, чтобы температура отжига прутков сплава ВТ6 диаметром 20 мм лежала в интервалах, приведенных в табл. 4.4.1.

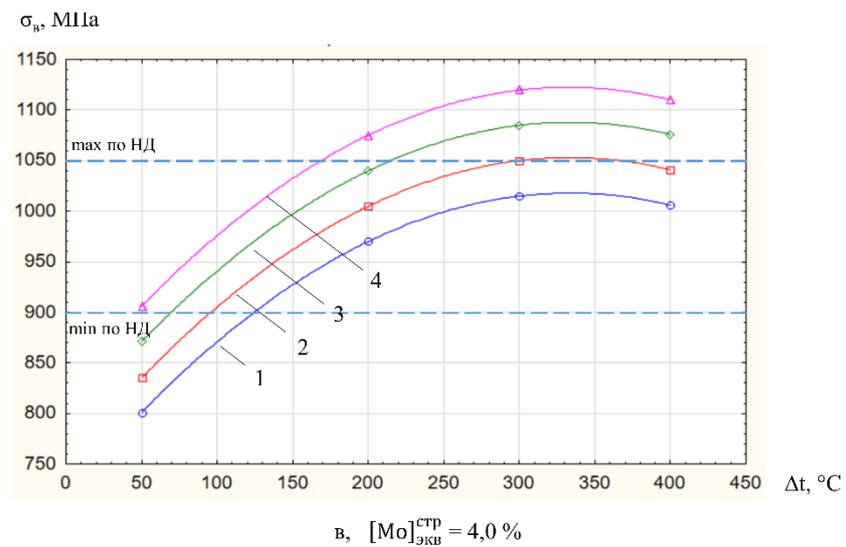
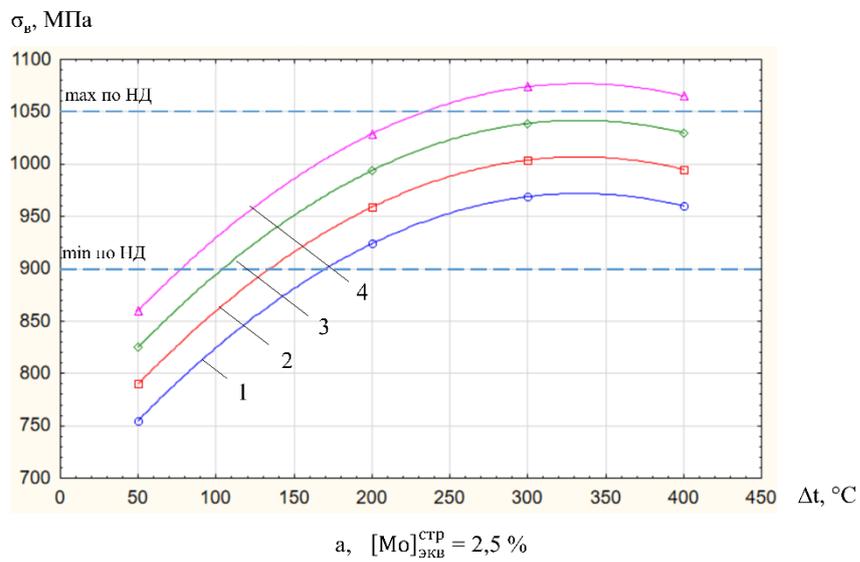
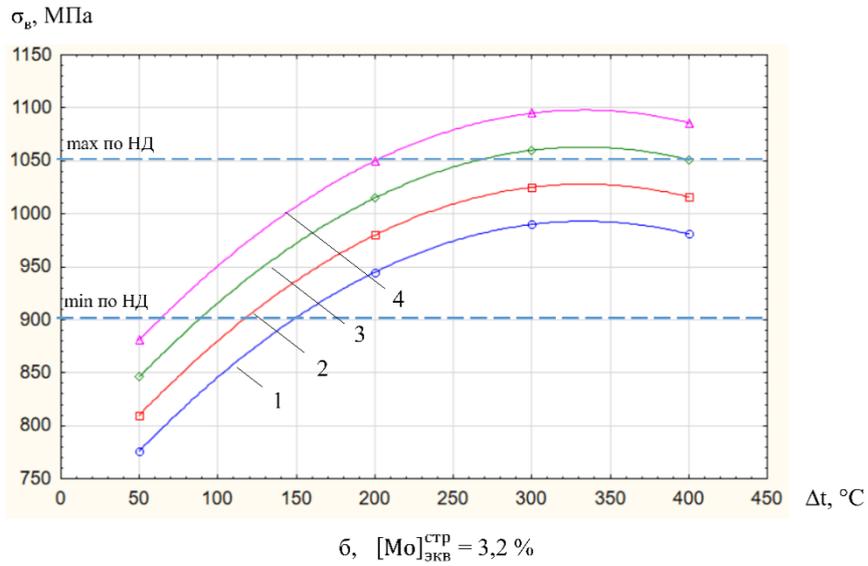


Рисунок 4.4.1 – Расчетная зависимость предела прочности прутков Ø20 мм из сплава BT6 от $\Delta t = T_{\text{III}} - t_{\text{отж}}$: а - $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 2,5\%$; б - $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 3,2\%$; в - $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 4,0\%$; 1 - $[\text{Al}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 7,0\%$, 2 - 8,0%, 3 - 9,0%, 4 - 10,0%.

Таблица 4.4.1

Интервал температур отжига, обеспечивающих $\sigma_b=900-1050$ МПа, в зависимости от структурных эквивалентов по алюминию и молибдену прутков сплава ВТ6 Ø20 мм

[Al] _{экв} ^{стр} , %	[Mo] _{экв} ^{стр} =2,5%		[Mo] _{экв} ^{стр} =3,2%		[Mo] _{экв} ^{стр} =4,0%	
	t _{отж} ^{min} , °C	t _{отж} ^{max} , °C	t _{отж} ^{min} , °C	t _{отж} ^{max} , °C	t _{отж} ^{min} , °C	t _{отж} ^{max} , °C
7,0	600	830	594	840	590	850
8,0	620	890	614	890	710	908
8,5	630	910	700	925	810	940
9,0	640	940	760	940	830	960
10,0	810	985	830	994	870	1000

В табл. 4.4.2 и на рис. 4.4.2 приведены расчетные значения Δt и $t_{отж}$, обеспечивающие средний уровень $\sigma_b=975$ МПа (по ОСТ1 90173-75) для прутков диаметром 20 мм. Для получения $\sigma_b=975$ МПа при среднем статистическом составе [Al]_{экв}^{стр}=8,5%, [Mo]_{экв}^{стр}=3,2% и средней фактической $T_{ПП}=1023$ °C (расчетная $T_{ПП}=1024$ °C) необходимо, чтобы выполнялись условия $t_{отж}=T_{ПП} - 170$ °C и $t_{отж}=853-854$ °C (рис. 4.4.2).

Таблица 4.4.2

Расчетные значения $\Delta t = T_{ПП} - t_{отж}$ и температуры отжига, обеспечивающие $\sigma_b=975$ МПа в зависимости от структурных эквивалентов по алюминию и молибдену прутков сплава ВТ6 диаметром 20 мм

[Al] _{экв} ^{стр} , %	[Mo] _{экв} ^{стр} =2,5% нижняя граница 3 σ - интервала			[Mo] _{экв} ^{стр} =3,2% середина 3 σ -интервала			[Mo] _{экв} ^{стр} =4,0% верхняя граница 3 σ - интервала		
	T _{ПП} , °C	Δt , °C	t _{отж} , °C	T _{ПП} , °C	Δt , °C	t _{отж} , °C	T _{ПП} , °C	Δt , °C	t _{отж} , °C
7,0	1000	300	700	994	247	747	988	204	784
8,0	1020	220	800	1014	191	823	1008	161	847
8,5	1030	190	840	1024	170	854	1018	140	878
9,0	1040	173	867	1034	152	882	1028	128	900
10,0	1069	137	923	1054	119	935	1048	100	948

Таким образом, на основе проведенного анализа установлены интервалы температур отжига, обеспечивающие регламентируемый уровень механических свойств прутков разного диаметра, с учетом колебаний химического состава. Для прутков диаметром 10-60 мм, имеющих средний химический состав, температура отжига может лежать в довольно широком интервале от 700 до 900 °C. Температура отжига прутков, легированных по минимальному уровню, соответствует 600-800 °C, по максимальному – 870-1000 °C. Однако такой разброс температур отжига, особенно при одновременных колебаниях химического состава, может привести к нестабильности свойств в пределах партии однотипных полуфабрикатов.

$$\Delta t = T_{\text{ПП}} - t_{\text{отж}}, \text{ } ^\circ\text{C}$$

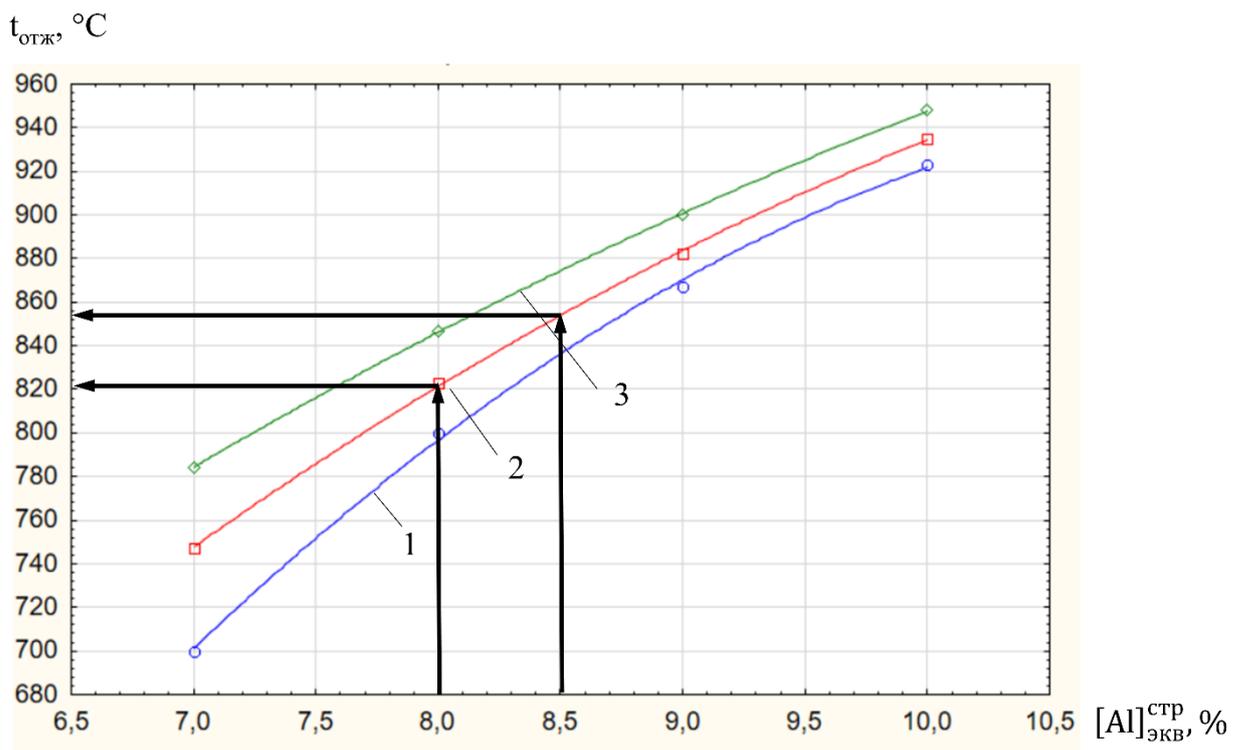
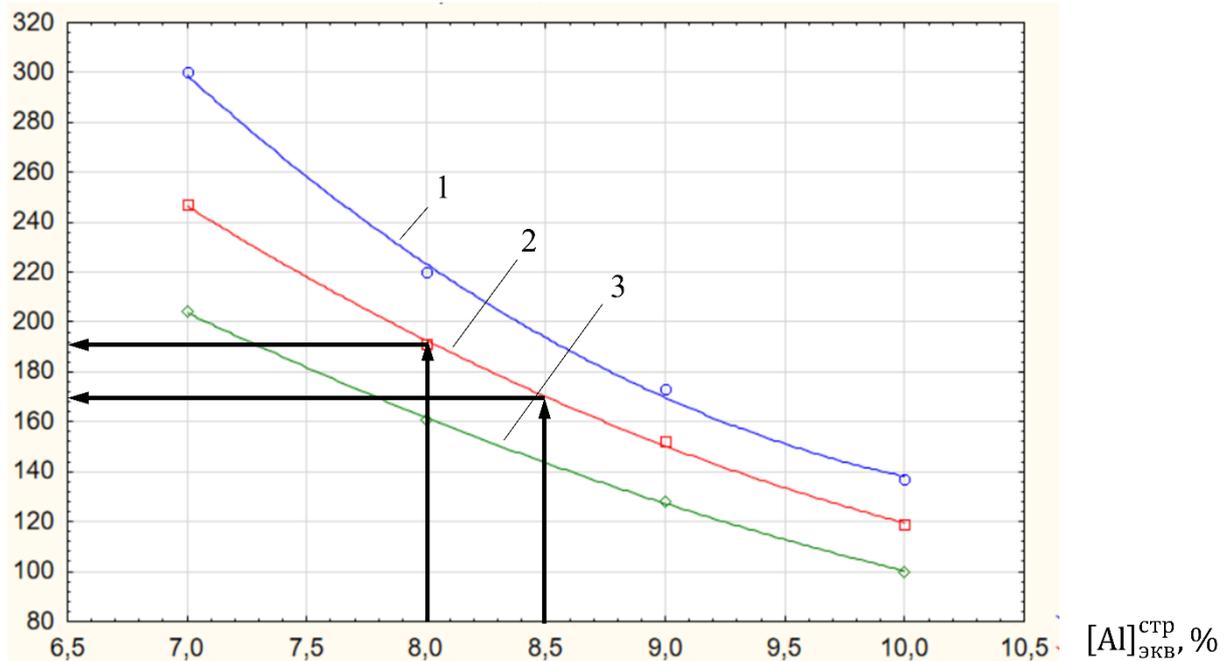


Рисунок 4.4.2 – Расчетная зависимость $\Delta t = T_{\text{ПП}} - t_{\text{отж}}$ (а) и температуры отжига $t_{\text{отж}}$ (б), обеспечивающие $\sigma_{\text{в}} = 975$ МПа, от структурного эквивалента по алюминию прутков $\text{Ø}20$ мм из сплава ВТ6: 1 - $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 2,5$; 2 - $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 3,2\%$; 3 - $[\text{Mo}]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}} = 4,0\%$.

Для обеспечения стабильности свойств была проведена оценка связи стандартного отклонения предела прочности S_σ с колебаниями химического состава $S_{[Al]+[Mo]}$ и абсолютным разбросом температуры отжига $\Delta t_{отж} = t_{отж}^{\max} - t_{отж}^{\min}$ (рис. 4.4.3). Общая регрессионная зависимость имеет вид (коэффициент корреляции 0,96, стандартная ошибка 5 МПа):

$$S_\sigma = 0,07831 \cdot \Delta t_{отж} + 42,237 \cdot S_{[Al]+[Mo]} \quad (4.4.1)$$

На рис. 4.4.4 приведена диаграмма, позволяющая оценить значения стандартного отклонения $S_{[Al]+[Mo]}$ и $\Delta t_{отж}$, которые соответствуют $S_\sigma = 15, 25, 35, 45$ МПа и, соответственно, статистическому разбросу предела прочности $6S_\sigma = 90, 150, 200, 270$ МПа. Например, для обеспечения $S_\sigma = 15 \pm 5$ МПа необходимо, чтобы при колебаниях химического состава в партии прутков $S_{[Al]+[Mo]} \approx 0,3\%$ температура отжига изменялась в пределах $\Delta t_{отж} = t_{отж}^{\max} - t_{отж}^{\min} \sim 20 \div 25^\circ\text{C}$ или $t_{отж} \pm (10 \div 12)^\circ\text{C}$. При стандартном отклонении $S_\sigma = 25$ МПа, соответствующим требованиям ОСТ1 90173-75 (табл. 2), разброс температуры отжига может составлять 150°C , что сопоставимо с режимами термической обработки ($700-850^\circ\text{C}$) по ПИ 1-2-587-2002.

Выше было показано, что для исключения образования α_2 -фазы необходимо, чтобы среднее расчетное значение было $[Al]_{экр}^{\text{стп}} \leq 8,0\%$, при $S_{Al} \approx 0,2\%$. Таким образом, на основе проведенного анализа было установлено, что оптимальный комплекс кратковременных механических свойств прутков диаметром 15-60 мм из сплава ВТ6 достигается при эквивалентах $[Al]_{экр}^{\text{cmp}} = 8,0\%$, $[Mo]_{экр}^{\text{cmp}} = 3,2\%$ ($T_{пп} \approx 1015^\circ\text{C}$) после отжига при $t_{отж} = 800-840^\circ\text{C}$ (в зависимости от типа структуры) в течение 45-60 мин с последующим охлаждением на воздухе. Для глобулярной структуры температуру отжига целесообразно назначать в интервале $820 \div 840^\circ\text{C}$ ($\Delta t = 180^\circ\text{C}$), для переходной - $810 \div 830^\circ\text{C}$ ($\Delta t = 190^\circ\text{C}$); для смешанной - $800 \div 820^\circ\text{C}$ ($\Delta t = 200^\circ\text{C}$). Такие режимы отжига позволяют получить прогнозируемый уровень предела прочности $\sigma_B = 975 \pm 15$ МПа при значениях остальных механических свойств не ниже установленных ОСТ1 90173-75. Пластинчатая структура не дает возможности обеспечить стабильный уровень механических свойств прутков из сплава ВТ6.

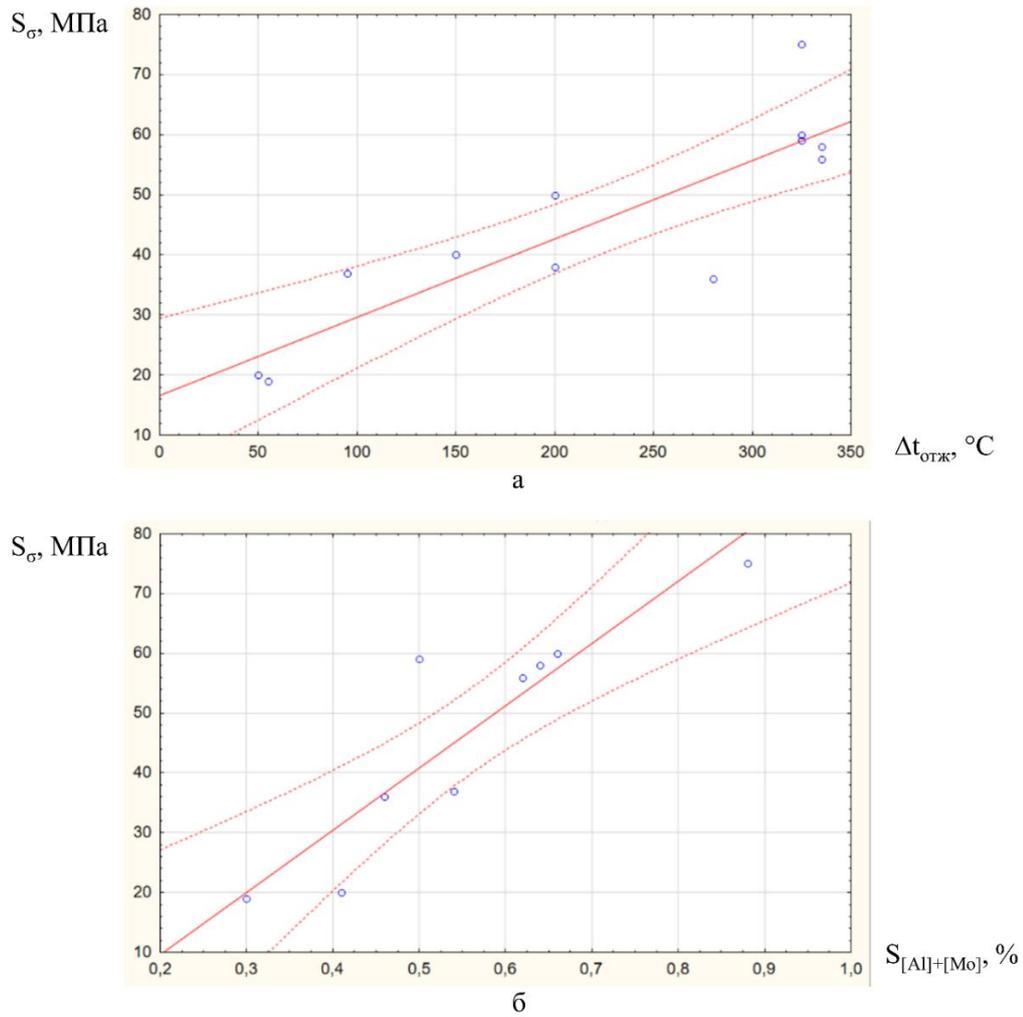


Рисунок 4.4.3 – Зависимость стандартного отклонения предела прочности от абсолютного разброса температуры отжига $\Delta t_{\text{отж}} = t_{\text{отж}}^{\text{max}} - t_{\text{отж}}^{\text{min}}$ (а) и стандартного отклонения суммы эквивалентов $S_{[\text{Al}]+[\text{Mo}]}$ (б) для прутков сплава ВТ6.

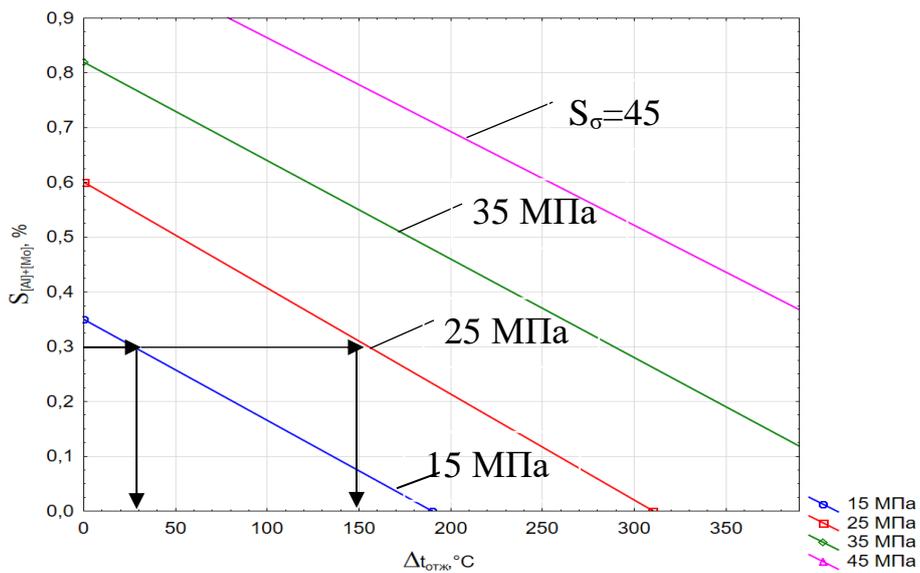


Рисунок 4.4.4 – Диаграмма «Стандартное отклонение суммы эквивалентов $S_{[\text{Al}]+[\text{Mo}]}$ - абсолютный разброс температуры отжига $\Delta t_{\text{отж}}$ - стандартное отклонение предела прочности S_{σ} » для прутков сплава ВТ6.

4.5. Разработка автоматизированной информационной системы «Титановые сплавы»

Автоматизированная информационная система по титановым сплавам состоит из базы данных (БД) и модулей для прогнозирования свойств сплавов. Для удобства поиска все данные системы разделены на три категории:

1. экспериментальные данные,
2. стандартные справочные данные по нормативной документации (НД);
3. дополнительные справочные сведения.

Экспериментальные данные – записи со значениями свойств сплавов, в том числе результаты экспериментальных исследований, производственных испытаний, промышленного контроля предприятий, НИИ, вузов и различных лабораторий (рис. 4.5.1). Для каждой записи также можно указать ссылку на литературный источник, если данные уже были опубликованы. В категорию данных по НД входят сведения из отечественных и зарубежных стандартов, спецификаций предприятий (ГОСТы, ОСТы, технологические рекомендации, технические условия, производственные инструкции и т.п.). Дополнительные стандартные справочные сведения отсутствуют в НД, но необходимы студентам, аспирантам, преподавателям, исследователям, технологам при проведении научных исследований, разработке технологических процессов, моделировании новых сплавов, при изучении металловедения и технологии производства титановых сплавов и др. К таким сведениям относятся типичные значения следующих характеристик: коэффициент β -стабилизации, структурные и прочностные эквиваленты легирующих элементов и примесей по алюминию и молибдену, температура полиморфного превращения, температура рекристаллизации, температура мартенситного превращения, критическая температура закалки, прокаливаемость, количество β -фазы в отожженном состоянии и после закалки, коэффициент обрабатываемости резанием и т.п. Основными источниками этой информации послужили монографии и справочники [1-3, 28, 41, 42, 47, 54, 56, 60-63, 65, 69, 97, 101, 126, 127, 130, 145, 151, 172, 175, 177, 186-188].

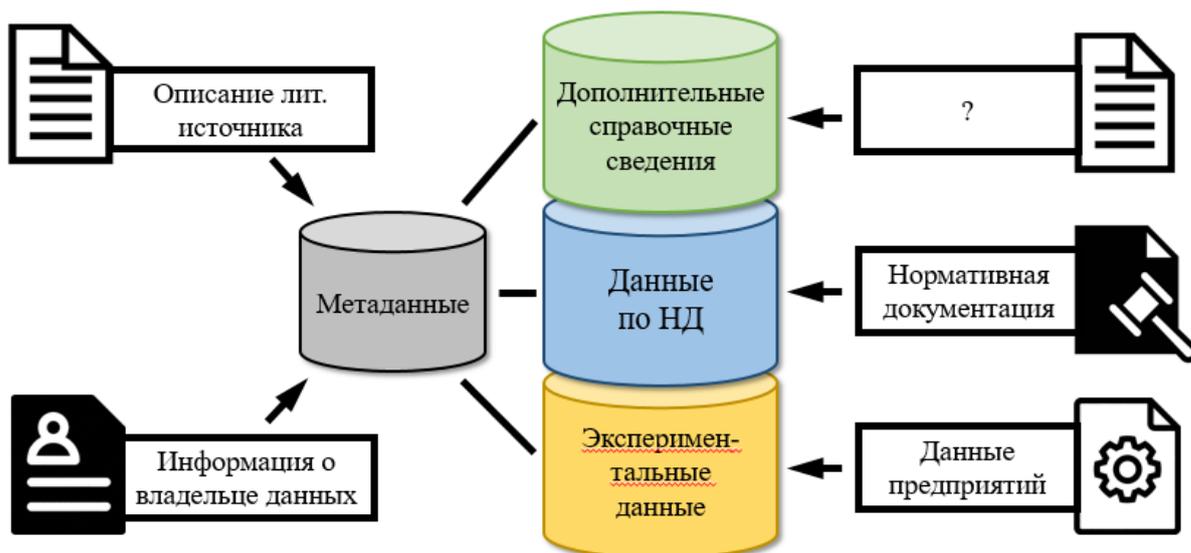


Рисунок 4.5.1. Наполнение АИС «Титановые сплавы»

БД позволяет сохранять следующие сведения:

- марка сплава, страна и организация-производитель;
- область применения сплава, вид полуфабриката;
- нормативный документ, по которому производится сплав/полуфабрикат;
- зарубежные аналоги сплава;
- химический состав;
- технология изготовления полуфабриката (режимы обработки давлением, режимы термической обработки и т.п.);
- форма и размеры образца, использованного для проведения испытаний;
- механические, физические, технологические свойства сплавов и полуфабрикатов; величины могут указываться в различных единицах измерения, предусмотрен конвертер величин;
- данные о структуре сплава;
- ссылка на литературный источник (если данные эксперимента уже опубликованы).

Поиск информации в системе возможен на основе разработанного классификатора марок сплавов по различным параметрам. При разработке классификатора необходимо было четкое разделение марок в соответствии с различными видами классификации титановых сплавов, обзор которых приведен в работе [53]. Наиболее часто применяется предложенная С.Г. Глазуновым классификация по составу в стабильном состоянии (после отжига):

- α -сплавы, структура которых представлена α -фазой;

- псевдо- α -сплавы со структурой, представленной α -фазой и небольшим количеством (не более 5 %) β -фазы или интерметаллидов;
- ($\alpha+\beta$)-сплавы, структура которых представлена α - и β -фазой (5-50 %), также сплавы могут содержать небольшое количество интерметаллидов;
- сплавы переходного класса, структура которых, в зависимости от колебаний химического состава, после закалки из β -области может быть представлена β -фазой (возможно, с ω -состоянием внутри неё) или β -фазой и мартенситом; в отожженном состоянии сплавы содержат 50-60 % β -фазы. Такой класс сплавов выделяется только в отечественной литературе [2];
- псевдо- β -сплавы, представленные β -структурой после закалки из β -области; в отожженном состоянии структура представлена β -фазой (>60-70 %);
- β -сплавы, структура которых в термодинамически стабильном состоянии представлена одной β -фазой;
- сплавы на основе интерметаллидов.

В качестве количественных характеристик классификации по фазовому составу можно использовать структурные эквиваленты по алюминию и молибдену, а также коэффициент β -стабилизации k_β (табл. 4.5.1).

Таблица 4.5.1

Значения коэффициента β -стабилизации и структурных эквивалентов по алюминию и молибдену для отечественных титановых сплавов разных классов [2; 53]

Класс сплава	k_β	[Al] _{ЭКВ} ^{стр}	[Mo] _{ЭКВ} ^{стр}	Марки сплавов
α -сплавы	0	0,8-6,8	0	BT1-00, BT1-0, BT1Л, BT5, BT5-1, BT5-1К, BT5Л, 3М, ТЛЗ, ПТ-1М, ПТ-7М
псевдо- α -сплавы	< 0,2-0,25	1,8-9,0	< 2,8	OT4-0, OT4-1, OT4, OT4-1В, OT4В, ПТ-3В, ПТ-3Вкт, ТЛ5, BT20, BT20Л, AT3, AT6, BT18, BT18У, 5В, BT21Л
($\alpha+\beta$)-сплавы	0,26-0,9	4,0-8,7	2,9-10,0	BT6, BT6с, BT6кт, BT6ч, BT6к, BT6Л, BT14, BT14Л, BT16, BT8, BT8М, BT8Л, BT8П, BT8-1, BT8-1М, BT9, BT9Л, BT25, BT25У, BT36, BT3-1, BT3-1Л, BT23
сплавы переходного класса	1,0-1,2	3,5-7,0	11,0-13,0	BT22, BT22И, BT22ч, BT22П, BT22М, BT30
псевдо- β -сплавы	1,2-2,5	4,0-5,2	13,0-27,0	BT35, BT35Л, BT19, BT32, BT15
β -сплавы	> 2,5-3,0	~ 1,0	> 27	4201
сплавы на основе интерметаллидов	-	-	-	BTИ-1, 4822 (Ti48Al2Cr2Si), TH1, TH1К, THM3, BTТ-1, BTТ-3

В.И. Моисеев предложил выделить 3 класса титановых сплавов по способности к образованию твёрдых растворов и химических соединений [62]: сплавы на основе α -, ($\alpha+\beta$)- и β -твёрдых растворов; твёрдорастворные сплавы с фазами в виде химических соединений; сплавы на основе химических соединений.

Для сплавов, подвергающихся упрочняющей термической обработке, Б.А. Колачевым и В.А. Ливановым была предложена классификация по структуре в закалённом состоянии [54], включающая в себя сплавы мартенситного класса, структура которых после закалки из β -области представлена мартенситом α' (такие сплавы называют твердеющими после закалки) или α'' (сплавы мягкие после закалки); сплавы переходного класса, после закалки из β -области представленные мартенситом и β -фазой; β -сплавы, структура которых после закалки представлена β - или $\beta(\omega)$ -фазой.

По стабильности β -фазы после закалки из β -области сплавы можно разделить на три подгруппы [2]: с механически стабильной β -фазой; с механически нестабильной β -фазой; с термодинамически стабильной β -фазой.

По способности к упрочению при старении выделяют термически упрочняемые и термически неупрочняемые сплавы.

По уровню прочности различают сплавы [2]: малопрочные (временное сопротивление разрыву $\sigma_b < 650$ МПа); средней прочности ($\sigma_b = 700-1000$ МПа); высокопрочные ($\sigma_b > 1000$ МПа). Прочностные свойства $(\alpha+\beta)$ - и псевдо- β -сплавов можно изменять в широких пределах методами термической обработки, поэтому целесообразным будет выделять сплавы, имеющие высокую прочность после отжига, и сплавы, приобретающие высокую прочность после закалки и старения [53].

Также сплавы классифицируют по назначению (конструкционные сплавы (общего назначения), жаропрочные, коррозионностойкие, криогенные, функциональные) и способу производства (деформируемые, литейные, порошковые (гранулированные) сплавы).

В ходе настоящей работы были созданы вспомогательные таблицы, с помощью которых отечественные титановые сплавы промышленных марок можно классифицировать по следующим признакам:

- по коэффициенту β -стабилизации;
- по структурным и прочностным эквивалентам по алюминию и молибдену;
- по фазовому составу в отожжённом состоянии;
- по фазовому составу в закалённом состоянии;
- по стабильности β -фазы после закалки из β -области;
- по способности к упрочнению при старении;
- по уровню прочности;
- по способу производства;
- по назначению (условиям эксплуатации).

Для оценки качества классификатора была проведена его экспертная оценка, к которой были привлечены ведущие ученые – специалисты МАИ и ВИАМ в области титановых сплавов

[53]. В табл. 4 приложения приведён пример набора данных для внесения в систему сведений о сплаве ВТ6. Полное внесение данных при добавлении каждого нового образца не требуется – информацию о стандартах, производителях, химическому составу по нормативной документации и т.д. можно сохранять в справочниках и затем связывать с соответствующими записями.

Помимо базы данных в состав ИАС входят программы для анализа данных и прогнозирования. В настоящее время возможно прогнозирование следующих характеристик на основе математических соотношений и регрессионных моделей (с доверительной вероятностью 0,95 и указанием статистической ошибки):

1. Структурный и прочностной эквиваленты по алюминию и молибдену, коэффициент β -стабилизации в зависимости от конкретного химического состава полуфабриката.
2. ТПП α -, псевдо α -, $\alpha+\beta$ -, псевдо- β -сплавов в зависимости от химического состава полуфабрикатов.
3. Предел прочности, относительное удлинение, поперечное сужение, ударная вязкость, твердость по Роквеллу, твердость по Бринеллю (диаметр отпечатка) прутков диаметром 15-150 мм из сплава ВТ6 в зависимости от химического состава, режимов простого отжига, типа структуры.

В настоящее время в БД «Титановые сплавы» доступен просмотр данных, а также редактирование, добавление и удаление данных для администраторов после ввода логина и пароля. В перспективе планируется предоставить каждому пользователю возможность войти в систему по уникальному логину и паролю, что позволит ему выкладывать данные под своим именем. Для юридических лиц (предприятий, учебных заведений, исследовательских центров и т.д.) созданы отдельные учетные записи, которые, таким образом, получают возможность публикации данных от имени организации. В перспективе предприятия отрасли смогли бы получать конкретные рекомендации для производства на основе своих собственных данных от ученых всего мира. В свою очередь, исследователи получают доступ к производственным данным, с помощью которых смогут проверить научные гипотезы. Все термины и определения сохраняются сразу на двух языках – русском и английском, что позволяет работать с АИС «Титановые сплавы» не только российским, но и иностранным исследователям.

В АИС целесообразно публиковать пользовательские модели разных исследователей, чтобы сделать их общедоступными. Внутри системы возможна разработка средств для обсуждения полученных результатов, в том числе комментариев и проверки в онлайн-режиме математических моделей на любых выборках данных, хранящихся в базе данных. Такой подход позволит работать быстрее, чем в классическом формате публикации данных в печатных изданиях и позволит с намного большей скоростью обнаружить ошибки в расчетах и находить

новые пути решения проблем. Возможно также построение рейтингов моделей, облегчающих пользователям поиск самых удачных решений для прогнозирования.

Все данные можно заносить пользователям с помощью веб-форм и сохранять в структурированном виде, что позволяет организовать поиск и сортировку по большому количеству различных параметров и математическую обработку данных в онлайн-режиме. Возможно также предусмотреть отправку данных в текстовых файлах администраторам системы для её обработки. В настоящее время полностью разработана структура реляционной базы данных в среде Microsoft SQL Server (приложение 5), в БД занесены тестовые данные, ведётся разработка пользовательского веб-интерфейса средствами MVC Microsoft Visual Studio.

В настоящее время система работает в локальной сети Ступинского филиала МАИ и является «тренировочной» базой для обучения студентов по направлению 09.03.01 «Информатика и вычислительная техника». Студенты изучают методы прогнозирования и проектирования баз данных в ходе практических занятий, производственной и преддипломной практики, при выполнении курсовых и дипломных работ.

Общие выводы по работе

1. На основе комплексных статистических исследований проведена оценка стабильности химического состава, $T_{ПП}$ слитков, механических свойств прутков и поковок титановых сплавов, изготовленных на различных предприятиях с 1970 по 2016 гг.
2. Статистически обосновано, что доля вариации $T_{ПП}$ и механических свойств прутков и поковок из сплавов Ti-6Al-4V и BT3-1 после стандартной термической обработки зависит от величины колебаний марочного состава (в перерасчете на эквиваленты по алюминию и молибдену $6S_{[Al]+[Mo]}$) и для прочностных свойств может достигать 40%. Для характеристик пластичности этот показатель меньше и лежит в интервале 10-30%.
3. На основе обобщения литературных данных и результатов промышленного контроля выявлены статистические зависимости $T_{ПП}$ от химического состава; построена диаграмма «структурный эквивалент по алюминию – структурный эквивалент по молибдену – температура полиморфного превращения».
4. Уточнена эффективность влияния кислорода, как легирующего элемента (до 0,7% м.), на предел прочности титана и его сплавов. Предложена корректировка формулы для расчета прочностного эквивалента по алюминию с учетом возможности легирования кислородом титана до 0,4% и его сплавов до 0,25%.
5. На основе проведенных статистических исследований и теоретической оценки разработаны рекомендации для определения расчетных значений (с учетом технологического разброса) основных компонентов и примесей, а также режимов

простого отжига, обеспечивающих повышение стабильности химического состава, $T_{\text{п}}$ и механических свойств полуфабрикатов из сплава Ti-6Al-4V.

6. Обосновано, что для обеспечения среднего регламентируемого уровня механических свойств прутки из сплава ВТ6 должны иметь химический состав, эквивалентный $[Al]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=8,0\%$, $[Mo]_{\text{ЭКВ}}^{\text{СТР}}=3,2\%$.
7. Статистически скорректирован режим отжига прутков диаметром 15-60 мм из сплава ВТ6 (800-840°C, 45-90 мин, охлаждение на воздухе), который обеспечивает стабильность механических свойств с глобулярной, переходной и смешанной структурами и позволяет получить прогнозируемый уровень предела прочности 975 ± 15 МПа при значениях остальных механических свойств не ниже установленных ОСТ1 90173–75.
8. Обоснована принципиальная возможность статистического прогнозирования $T_{\text{п}}$ слитков разных сплавов и механических свойств кованных и катаных прутков, штампованных поковок из титановых сплавов ВТ6, ВТ3-1, Ti-10V-2Fe-3Al в зависимости от эквивалентов по алюминию и молибдену, структуры и режимов термической обработки.
9. Разработан прототип открытой веб-платформы, предназначенной для моделирования состава титановых сплавов и прогнозирования их свойств.

Список литературы

1. Boyer, R. *Materials Properties Handbook. Titanium Alloys* / ed. by R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings. OH, USA, ASM International, Materials Park, 1994. 1176 p.
2. Ильин, А.А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник / А.А. Ильин, Б.А. Колачев, И.С. Полькин – М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
3. Международная инженерная энциклопедия: Международный транслятор современных сталей и сплавов / под ред. В. Кершенбаума. М.: Наука и техника, 1992. 650 с.
4. Bhattacharjee, A. Effect of heat treatment on tensile behavior of a Ti-10V-2Fe-3Al alloy / A. Bhattacharjee., V.A. Joshi, A.K. Gogia // *Titanium'99: Science and Technology: Proc. 9th World Conf. on Titanium, Saint-Petersburg, Russia, 7-11 July 1999*, pp. 529-536.
5. Maeda, T. Improvement of Strength and Fracture Toughness in Isothermally Forged Ti-10V-2Fe-3Al / T. Maeda, M. Okada M. // *Titanium'95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. on Titanium, Birmingham, UK, London, 1996*, pp. 948-955.
6. Terlinde, G.T. The Effect of Heat Treatment on Microstructure and Tensile Properties of Ti-10V-2Fe-3Al / G.T. Terlinde, T.W. Duerig, J.C. Williams // *Titanium'80: Science and Technology: Proc. of the Fourth International Conference on Titanium, Kyoto, Japan, May 19-22, 1980*, pp. 1571-1581.
7. Yedla Natraj, Nagenswar Rao GVS, TK Nandy Heattreatment-Microstructure and Tensile behavior of Ti-10V-3Fe-3Al. Germany, Saarbrucken: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co, 2011. 54 p.
8. Liquiau, D. Low cycle fatigue behavior of Ti-10V-2Fe-3Al / D. Liquiau, X. Feaugas, M.N. Campagnac, M. Clavel // *Titanium'95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. on Titanium, Birmingham, UK, London, 1996*, pp. 1147-1154.
9. Horvath, W. Microstructure and Mechanical Properties of Hammer Forged Ti-10V-2Fe-3Al / W. Horvath, G. Weber // *Titanium'99: Science and Technology: Proc. 9th World Conf. on Titanium, Saint-Petersburg, Russia, 7-11 July 1999*, pp. 487-492.
10. Jha, S.K. Role of microstructure in crack nucleation and Fatigue Life of the Beta Titanium Alloy: Ti-10V-2Fe-3Al / S.K. Jha, Ravi Chandran K.S. // *Titanium'2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium, Hamburg, Germany, 13-18 July 2003*, vol. 1-5, pp. 1895-1902.
11. Göken, J. Strain-dependent damping of Ti-10V-2Fe-3Al at room temperature / J. Göken, S. Fayed, P. Skubisz // *Acta Physica Polonica A*, 2016, vol. 130, no. 6, pp. 1352–1357.
12. Boyer, R.R. Processing Properties relationships of Ti-10V-2Fe-3Al / R.R. Boyer, G.W. Kuhlman // *Metallurgical Transactions A*, 1987, vol. 18, Issue 12, pp. 2095–2103.

13. Duerig, T.W. Phase Transformations and Tensile Properties of Ti-10V-2Fe-3Al / T.W. Duerig, G.T. Terlinde, J.C. Williams // *Metallurgical Transactions A*, 1980, vol. 11A, pp. 1987-1998.
14. Furuhashi, T. Microstructure Formed by Hot Deformation in a Near β -Titanium Alloy / T. Furuhashi, Y. Toji, T. Maki // *Titanium'2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium*, ed. by G. Lutjering and J. Albrecht, Wiley-VCH, Weinheim, 2004, pp.1219-1226.
15. Toyama, K. The Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties of Ti-10V-2Fe-3Al / K. Toyama, T. Maeda // *Transactions Iron and Steel Institute of Japan*, 1986, vol. 26, pp. 814-821.
16. Боронина, Н.А. Влияние гомогенизационного отжига на закономерности формирования структуры и свойств высокопрочного титанового сплава Ti-10V-2Fe-3Al авиационного назначения / Н.А. Боронина // XIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых-металловедов. Екатеринбург, 2012. С. 426-428.
17. Duerig, T.W. Shape memory in Ti-10V-2Fe-3Al / T.W. Duerig, D.F. Richter, J. Albrecht // *Scripta Metallurgica*, 1982, vol. 16, pp. 957 -961.
18. Sugiura, Y. Electrical Resistivity Changes during Isothermal Aging in Ti-10V-2Fe-3Al Alloy / Y. Sugiura // *Titanium'2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium*, Hamburg, Germany, 13-18 July 2003, vol. 1-5, pp. 1163-1170.
19. Jackson, M. The Microstructural Sensitivity of Ti-10V-2Fe-3Al during Isothermal Forging at Subtransus Temperatures / M. Jackson, R.J. Dashwood, L. Christodoulou, H.M. Flower // *Titanium'2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium*, Hamburg, Germany, 13-18 July 2003, pp. 1187-1194.
20. Martorell, I.A Effects of Isothermal Forging Conditions on the Properties and Microstructures of Ti-10V-2Fe-3Al, Technical report AFML-TR-78-114, December 1978.
21. Carey, R.S. Fatigue Properties of Ti-10V-2Fe-3Al / R.S. Carey, R.R. Boyer, H.W. Rosenberg // *Titanium'84: Science and Technology*, Fifth International Conference on Titanium, Munich, Germany, 1984, vol. 2, pp. 1261–1267.
22. Mechanical-property data Ti-10V-2Fe-3Al alloy, Data sheet ADA116987, Air Force Wright Aeronautical Laboratory, Materials Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base, Ohio, July 1982.
23. Jiakuan, W. Relationship between Mechanical Properties, Microstructure and Processing Parameters in Ti-10V-2Fe-3Al Alloy under Isothermal Forging Conditions / W. Jiakuan, D. Zhongquan // *Titanium'95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. on Titanium*, Birmingham, UK, London, 1996, pp. 1272-1279.
24. Maeda, T. Element Partitioning Behavior in Commercial β -Titanium Alloys / T. Maeda, H.M. Flower // *Titanium'2007: Science and Technology: Proc. 11th World Conf. on Titanium*, Kyoto, Japan, 3-7 June 2007, vol.1, pp. 443-446.

25. Messler, R.W. Electron Beam Weldability of Advanced Titanium Alloys / R.W. Messler // *Welding Research Supplement*, may 1981, pp. 79-84.
26. Saunders, N. Modelling of Phase Equilibria in Ti-alloys / N. Saunders // *Titanium'95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. on Titanium*, Birmingham, UK, London, 1996, p. 2167.
27. Guo, Z. Modelling beta transus temperature of titanium alloys using artificial neural network / Z. Guo, S. Malinov, W. Sha // *Computational Materials Science*, 2005, vol 32, no. 1, p. 1-12.
28. Воздвиженский, В.М. Структурная диаграмма титановых сплавов в отожженном состоянии / В.М. Воздвиженский, Б.А. Колачев, М.В. Воздвиженская // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2003. №2. С. 32-38.
29. Yolton, C.F. Alloying Element Effects in Metastable Titanium Alloys / C.F. Yolton, F.H. Froes, R.F. Malone // *Metallurgical Transactions A*, 1979, vol. 10, Issue 1, pp. 132–134.
30. Froes, F.N. The Beta Titanium Alloys / F.N. Froes, H.B. Bomberger // *J. of Metals*, July 1985, vol 37, issue 7, pp. 28–37.
31. Rosenberg, H.W. Ti-10V-2Fe-3Al: A forging alloy development / H.W. Rosenberg // *Proceedings of the Metal Society Conference on Forging and Properties of Aerospace Materials*, The Metals Society, London, 1978, pp. 279-299.
32. Fanning, J.C. Properties of TIMETAL 555 - A New Near-Beta Titanium Alloy for Airframe Components / J.C. Fanning, R.R. Boyer // *Titanium'2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium*, Hamburg, Germany, 13-18 July 2003, pp. 2643-2650.
33. Tetyukhin, V.V. Quality of production ingots, billets and forgings in Ti-10V-2Fe-3Al / V.V. Tetyukhin, I.V. Levin, A.S. Shibanov and oth. // *Titanium-99: Science and technology*, 1999, vol. 3, pp. 1548-1552.
34. Тетюхин, В.В. Гарнисажная плавка – перспективный способ производства сложнолегированных титановых сплавов / В.В. Тетюхин, И.В. Левин, М.И. Мусатов, С.М. Чечулин, Н.Ю. Таренкова // *Титан*. 2007. №4. С. 7-12.
35. Zhongquan, D. Study on optimizing Isothermal Forging Technological parameters of Ti-10V-2Fe-3Al by Way of Computer Programme / D. Zhongquan, C. Yuxiu, W. Gaochao, W. Yimin // *Advanced Technology of Plasticity*, 1990, vol. 1, pp.279-283.
36. Ночовная, Н.А. Выбор композиции нового жаропрочного титанового сплава с применением методов математического моделирования / Н.А. Ночовная, В.Г. Анташев, А.А. Ширяев, Е.Б. Алексеев // *Титан*. 2015. № 1. С. 10-17.
37. Кондрашов, Е.Н. Исследование структуры кристаллизации сплава Ti-10V-2Fe-3Al при ВДП / Е.Н. Кондрашов, М.О. Ледер, К.А. Русаков // *Титан*. 2017. № 1 (55). С. 22-27.
38. Wallis, I.C. A Comparison of Ingot and Powder Metallurgy Production Routes on the Statistical Variability of the high Strength Ti-10-2-3 Titanium Alloy Tensile Properties / I.C. Wallis, A.

- Wisbey, J.W. Brooks // *Titanium'2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium, Hamburg, Germany, 13-18 July 2003*, pp. 470-477.
39. Davies, D.P. Influence of Therm-Mechanical Processing on the Mechanical Property Behavior of Ti-10V-2Fe-3Al for Dynamically Critical Applications / D.P. Davies, B.C. Gittos, G.T. Terlinde, G. Fisher // *Titanium'95: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. on Titanium, Birmingham, UK, London, 1996*, pp. 1371-1378.
 40. Dayal, R.K. Indian Materials Database for Scientists, Engineers and Industries / R.K. Dayal R.K., Rajeswari S., Subba Rao R.V and oth. // *International Symposium on Materials Database, July 17-18, 2008*, pp. 139-146.
 41. Колачев, Б.А. Физико-механические свойства лёгких конструкционных сплавов / Б.А. Колачев, С.Я. Бецоффен, Л.А. Бунин, В.А. Володин – М.: Металлургия. 1995. 288 с.
 42. Глазунов, С.Г. Конструкционные титановые сплавы / С. Г. Глазунов, В.Н. Моисеев - М.: Металлургия. 1974. - 368 с.
 43. Bowen, A.W. The Effect of Heat Treatment on the Fatigue Strength of Ti-6Al-4V / A.W. Bowen, C.A. Stubbington // *Titanium and titanium alloy, vol. 3*, J.C. Williams and A.F. Belov, Ed., New York, 1982, pp. 1989-2001.
 44. Morita, T. Strengthening of Ti-6Al-4V Alloy by Short-Time Duplex Heat Treatment / T. Morita, K. Hatsuoka // *Materials Trans., Vol. 46, No. 7, 2005*, pp. 1681-1686.
 45. Cervay, R.R. Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Annealed Forgings / R.R. Cervay / *Technical report AFML-TR-74-49, University of Dayton Research Institute, Ohio, 1974*, 32 p.
 46. Lewis, R.E. Correlation of Microstructure with Fracture Toughness Properties in Metals (part III) / R.E. Lewis, F.A. Crossley / *Report LMSC-D555813, Lockheed Missiles & Space Co., Inc, 1977*, 130 p.
 47. Колачев, Б.А. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники / Б.А. Колачев, Ю.С. Елисеев, А.Г. Братухин, В.Д. Талалаев – М.: Издательство МАИ, 2001. 412 с.
 48. Imam, M.A. Fatigue and microstructural properties of quenched Ti-6Al-4V / M.A. Imam, C.M. Gilmore / *Technical Report (Contract No. N00019-78-C-0269), George Washington University, Washington, D.C., 1980*, 100 p.
 49. Wolff, E.G. Relationship between microstructure, superconductivity and mechanical properties of Ti-6Al-4V / E.G. Wolff, R. Lepper, G.J. Mills // *Titanium science and technology; proceedings, New York, Plenum Press, 1973, vol. 2*, pp. 843-858.
 50. Imam, M.A. Mechanical Properties and Microstructure of Heat Treated and Quenched Ti-6Al-4V / M.A. Imam, C.M. Gilmore / *Technical Report IV (Contract No. N00019-76-C-0136), George Washington University, Washington, D.C., September 1977*, 61 p.

51. Kennedy, J.R. Fatigue Behavior of Solution Treated and Quenched Ti-6Al-4V / J.R. Kennedy – Technical Report (Contract No. N00019-78-C-0505), Washington, D.C., May 1981, 65 p.
52. Давыденко, Р.А. Разработка методов прогнозирования механических свойств и обрабатываемости резанием деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов в зависимости от химического состава: дис. ... канд. техн. наук / Давыденко Роман Алексеевич – М., 2013. – 226 с.
53. Ильин, А.А. Различные виды классификации отечественных титановых сплавов / А.А. Ильин, Ю.Б. Егорова, С.В. Скворцова, А.М. Мамонов, Н.А. Ночовная, Л.В. Давыденко // Титан, 2012, № 2, с. 11-18.
54. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: Учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов - 4-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 2005. 432 с.
55. Митропольская Н.Г. Влияние химического состава на обрабатываемость резанием титановых сплавов ВСТ2К и ВТ6: дис. ... канд. техн. наук / Митропольская Наталия Георгиевна – М., 2017. – 183 с.
56. Колачев, Б.А. Механические свойства титана и его сплавов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, А.А. Буханова – М.: Metallurgy, 1974. 544 с.
57. Илларионов, А.Г. Структурные и фазовые превращения в ($\alpha+\beta$)-титановом сплаве переходного класса Ti-10V-2Fe-3Al при упрочняющей термической обработке / А.Г. Илларионов, С.Л. Демаков, А.А. Попов, И.В. Медведева, М.С. Карабаналов, О.А. Елкина // Титан, 2009, №3, с. 27-33.
58. Илларионов, А.Г. Изотермический распад β -твёрдого раствора в титановом сплаве Ti-10V-2Fe-3Al / А.Г. Илларионов, А.В. Трубочкин, А.М. Шалаев, С.М. Илларионова, А.А. Попов // Металловедение и термическая обработка металлов, 2016, №11, с. 36-41.
59. Овчинников, А.В. Обоснование и разработка водородной технологии производства деформированных полуфабрикатов из титановых сплавов: дис. ... докт. техн. наук / Овчинников Алексей Витальевич – М., 2011. 541 с.
60. Борисова, Е.А. Металлография титановых сплавов / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун и др. / Под общей редакцией Глазунова С.Г., Колачева Б.А. М.: Metallurgy, 1980. 464 с.
61. Белов, С.П. Металловедение титана и его сплавов / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов и др. / Под общей редакцией Глазунова С.Г., Колачева Б.А., М.: Metallurgy, 1992. 352 с.
62. Фридляндер, И.Н. Машиностроение. Энциклопедия. Т. 2-3. Цветные металлы и сплавы / И.Н. Фридляндер, О.Г. Сенаторова, О.Е. Осинцев – М.: Машиностроение, 2001, раздел 2, с. 272-353.

63. Колачев, Б.А. Основные принципы легирования титановых сплавов / Б.А. Колачев // Известия вузов. Цветная металлургия, 1996, № 4, с. 34-41.
64. Маркова, И.А. Влияние химического состава на механические свойства титановых сплавов ВТ6 и ВТ3-1 / И.А. Маркова, Т.И. Ивченко // Металловедение и термическая обработка металлов, Днепропетровск: Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры, 2014, № 3, с. 55-59.
65. Аношкин, Н.Ф. Полуфабрикаты из титановых сплавов / Н.Ф. Аношкин, А.Ф. Белов, С.Г. Глазунов, В.И. Добаткин, Ф.И. Квасов, А.Т. Туманов - М.: Металлургия, 1979, 512 с.
66. Остапчук, В.В. Влияние термической обработки на фазовое строение и механические свойства сплавов систем Ti-Al-V и Ti-Al-Mo-V / В.В. Остапчук // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов, 2013, № 1, с. 109-114.
67. Брун, М.Я. Разработка принципов управления структурой и механическими свойствами жаропрочных $\alpha+\beta$ -титановых сплавов и повышение на этой основе характеристик работоспособности полуфабрикатов для авиационных двигателей: автореферат дис. ... докт. техн. наук, М.Я. Брун – М., 1990. 51 с.
68. Лех Г.И. Исследование влияния режимов деформации и термической обработки на структуру, фазовый состав и комплекс механических свойств нового жаропрочного титанового сплава ВТ18УОП и разработка металлургических основ производства штамповок дисков из этого сплава для новых авиационных двигателей: автореферат дис. ... канд. техн. наук, Г.И. Лех – М., 1992. 24 с.
69. Александров, В.К. Полуфабрикаты из титановых сплавов / В.К. Александров, Н.Ф. Аношкин, А.П. Белозеров и др. - М.: ВИЛС, 1996, 581 с.
70. Брун, М.Я. О структуре титановых сплавов и параметрах, определяющих ее многообразие / М.Я. Брун, Г.В. Шаханова // Технология металлов, 2009, №4, с. 41-47.
71. Цвиккер, У. Титан и его сплавы. / У. Цвиккер – М.: Металлургия, 1979. 512 с.
72. Колачев, Б.А. О связи температуры $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода промышленных титановых сплавов с их химическим составом / Б.А. Колачев, Ю.Б. Егорова, С.Б. Белова // Металловедение и термическая обработка металлов, 2008. № 8 (638). С. 10-14.
73. Хорев, А.И. Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов / А.И. Хорев – М.: Машиностроение, 1979. 228 с.
74. Инструкция ВИАМ №685-76. Деформируемые титановые сплавы. Термическая обработка полуфабрикатов и деталей.
75. Горынин, И.В. Титан в машиностроении / И.В. Горынин, Б.Б. Чечулин – М.: Машиностроение, 1990. 400 с.

76. Солонина, О.П. Новый способ определения температуры полиморфного превращения жаропрочных титановых сплавов / О.П. Солонина, Л.В. Сорокина, О.А. Никитов // Легирование и термическая обработка титановых сплавов, сборник статей под ред. А.Т. Туманова, М: ОНТИ, 1977. С. 234-235.
77. Гадеев, Д.В. Использование метода термического анализа для определения температуры полного полиморфного превращения двухфазного титанового сплава / Д.В. Гадеев, А.Г. Илларионов, А.А. Попов и др. // Титан. 2010. №1. С. 24-30.
78. Муравьев, В.И. Способ определения температуры полиморфного превращения в двухфазных титановых сплавах / В.И. Муравьев, А.В. Якимов, С.Б. Марьин и др. / Патент RU 2248539.
79. Муравьев, В.И. Способ определения температуры начала полиморфного превращения в двухфазных титановых сплавах с использованием метода акустической эмиссии / В.И. Муравьев, В.А. Ким, Э.А. Дмитриев и др. / Патент RU 2447413.
80. Методическая рекомендация МР 60-36-74 «Определение температуры фазового превращения титановых сплавов по данным химического анализа». ВИЛС, 1974.
81. Лазарев, В.Г. Оценка температуры полиморфного превращения титановых сплавов по их химическому составу / В.Г. Лазарев, Т.К. Полякова // Цветные металлы, 1982, №3, с.86-87.
82. Муравьев, В.И. Аналитическая оценка методов определения температуры полиморфного превращения в псевдо- α -титановых сплавах / В.И. Муравьев., А.В. Якимов, Н.А. Семашко и др. // Материалы Международной конференции «Нелинейная динамика и прикладная синергетика», Комсомольск-на-Амуре: КнАГТУ, 2002. С. 69-72.
83. Якимов, А.В. Определение температуры полиморфного превращения в псевдо- α -титановых сплавах / А.В. Якимов // Материалы научно-практической конференции молодых ученых и специалистов. М: ОАО «ОКБ Сухого», 2002. С. 266-269.
84. Савельев, В.В. Исследование стабильности температуры полиморфного превращения в промышленных слитках сплава ВТ3-1 / В.В. Савельев, А.Д. Чучурюкин, Ю.М. Прилуцких и др. // ТЛС, 1984. №5. С. 28-31.
85. Morinaga, M. Theoretical design of titanium alloys / M. Morinaga e.a. // Titanium -88: Titanium Science and Technology, 1989, vol. 2, pp. 1601-1606.
86. Ильин, А.А. Водородная технология титановых сплавов / А.А. Ильин, Б.А. Колачев, В.К. Носов, А.М. Мамонов – М.: МИСИС, 2002. 392 с.
87. JMatPro. Practical software for material properties [Электронный ресурс] // URL: www.sentesoftware.co.uk (дата обращения: 04.06.2018).
88. Onodera, H. Design of titanium alloys / H. Onodera Y. Ro, T. Yamagata, M. Yamazaki // Titanium -84: Titanium Science and Technology, Minich, 1984, pp. 1883-1890.

89. Воздвиженский, В.М. Использование метода приведенных концентраций для расчета характеристик и свойств титановых сплавов / В.М. Воздвиженский, М.В. Воздвиженская, Е.Е. Ильина // Цветная металлургия №1/1999. С. 56-59.
90. Saunders, N. An Intergrated Approach to the Calculation of Materials Properties for Titanium Alloys / N. Saunders., X. Li, A.P. Miodownik, J.P. Schille // Titanium - 2003: Titanium Science and Technology, Hamburg, 2003, pp. 1397- 1404.
91. Сидоров, А. JMatPro – программный пакет для моделирования свойств сталей и сплавов / А. Сидоров // Инструменты АРМ, 2015, апрель. С. 2-4.
92. Глазунов, С.Г. Исследование статистических закономерностей влияния легирования на механические свойства титановых сплавов критического состава Ti-Al-Mo-V / С.Г. Глазунов, А.Ф. Матвеевко, Ю.М. Должанский / Производство титановых сплавов. М.: ВИЛС, 1975. Вып.7. С.58-64.
93. Томсинский, В.С. Влияние структуры на трещиностойкость сплава ВТЗ-1 / В.С. Томсинский, М.И. Шишкина, А.К. Безрукова, А.С. Иванов // МИТОМ, 1981. №12. С.33-34.
94. Onodera, H. Effect of β -stabilizer content on tensile properties of $\alpha+\beta$ Titanium Alloys / H. Onodera, K. Ohno, T. Yamagata // Transactions of Nat.Research Institute for metals, 1988, vol. 30, №2, pp. 276-283.
95. Руководство Р СЦМ-04-2010 «Оценка качества авиационных материалов/полуфабрикатов при сертификации их производства. М.: Сертификационный центр «Материал», 2011, 26 с.
96. Воздвиженский, И.Н. Прогнозирование усталостных свойств титановых сплавов на основе анализа закономерностей их разрушения при динамических испытаниях: автореферат дис. ... канд. техн. наук / Воздвиженский Илья Николаевич – М., 2007. 24 с.
97. Корнилов И.И. Титан / И.И. Корнилов – М.: Наука, 1975. 310 с.
98. Аношкин, Н.А. Плавка и литье титановых сплавов / Н.А. Аношкин, А.Ф. Белов, С.Г. Глазунов и др. – М.: Металлургия, 1978. 384 с.
99. Брун, М.Я. Влияние легирования на чувствительность механических свойств титановых сплавов к структуре / М.Я. Брун, Н.З. Перцовский, Г.В. Шаханова, В.Л. Родионов // ФММ, 1979. Т. 47. № 2. С. 404-410
100. Бойцов, В.В. Влияние изотермического деформирования на структуру и механические свойства штамповок из сплава ВТЗ-1 / В.В. Бойцов, В.И. Масленникова, В.И. Новиков и др. // ТЛС, 1982. № 3. С. 44-48
101. Польшкин, И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов / И.С. Польшкин М: Металлургия, 1984. 96 с.
102. Ильин, А.А. Взаимосвязь структуры и комплекса механических свойств в титановом сплаве ВТ6 / А.А. Ильин, С.В. Скворцова и др. // Титан, 2011. №1. С. 26-29

103. Gonzalez, M. Design and Characterization of New Ti-Nb-Hf Titanium alloys / M. Gonzalez, J. Pena., J.M. Manero e.a. // *J. of Materials Engineering and Performance*, 2009, v.18, pp.490-495.
104. Кулаичев, А.П. Методы и средства комплексного анализа данных / А.П. Кулаичев – М: ФОРУМ: ИНФРА-М, 2006. 512 с.
105. Производство титановых сплавов / Сборник статей, М.: ОНТИ, 1967. Вып.4. 264 с.
106. Производство титановых сплавов / Сборник статей, М.: ВИЛС, 1969. Вып. 5. 300 с.
107. Титан в промышленности / Сборник статей под ред. С.Г. Глазунова. М.: Оборонгиз, 1961. 314 с.
108. Титан для народного хозяйства. М.: Наука, 1976. 288 с.
109. Структура и свойства титановых сплавов / Сборник статей под ред. С.Г. Глазунова и А.И. Хорева. М.: ОНТИ, 1972. 256 с.
110. Применение титановых сплавов / Сборник статей под ред. С.Г. Глазунова и А.И. Хорева: ОНТИ, 1970. 327 с.
111. Легирование и термическая обработка титановых сплавов / Сборник статей под ред. А.Т. Туманова, С.Г. Глазунова, А.И. Хорева. М.: ОНТИ, 1977. 400 с.
112. Каспарова, О.В. Влияние химического состава сплава ВТ22 на его механические свойства в термически упрочненном состоянии / О.В. Каспарова, И.С. Полькин, О.С. Коробов // *Технология легких сплавов*, 1969. №5. С. 57-62.
113. Илларионов, А.Г. Формирование структуры, фазового состава и свойств в двухфазном титановом сплаве при варьировании температурно-скоростных параметров / А.Г. Илларионов, А.А. Попов, М.О. Ледер, Ф.В. Водолазский, А.В. Жлоба // *МИТОМ*, 2014. №9. С.43-47.
114. Леонов, В.П. Влияние коррозионно-активной среды на вязкость разрушения титановых сплавов псевдо β -класса / В.П. Леонов, Е.В. Чудаков, В.П. Кулик и др. // *Материалы VI Всеросс.конф. по испытаниям и исследованиям свойств материалов «Тест МАТ»*, 12-13.02.2015, ВИАМ. www.conf.viam.ru/proceedings.
115. Altman, P.S. Some aspects of production process for Titanium Alloys with the specified physical and chemical properties / P.S. Altman, M.O. Leder // *Titanium-99: Science and technology*, S-Petersburg: Prometey, 1999, v.3, pp. 1534-1536.
116. Shel, I E.B. Effect of initiation microstructure on the Plastic Flow and Dynamic Globularization during hot working of Ti-6Al-4V / E.B. Shell, S.L Semiatin // *Metallurgical and Materials Transaction A*, 1999, v.30A, pp. 3219-3229.
117. Тригуб, Н.П. Производство крупногабаритных дисков газотурбинных установок из жаропрочного сплава титана, полученного ЭЛП / Н.П. Тригуб, В.А. Березос, В.А. Крыжановский, В.Д. Корнейчук // *Титан*, 2012. №3. С. 28-35.

118. Тетюхин, В.В. Новые разработки материалов и процессов в трубном и прессово-профильном производстве ОАО «ВСМПО» / В.В. Тетюхин, И.В. Левин, В.Г. Смирнов // Титан, 2003. №1. С. 32-35.
119. Salishchev, G.A. Fine Grain Billet Processing of Titanium Alloys / G.A. Salishchev, R.M. Galeev, M.F.X. Gigliotty / Titanium-99: Science and technology, S-Petersburg: Prometey, 1999, v.3, pp. 1564-1566.
120. Егорова, Ю.Б. Статистическая оценка свойств титановых сплавов / Ю.Б. Егорова, И.С. Полькин, Л.В. Давыденко // Технология легких сплавов, 2015. №1. С. 27-36
121. Егорова, Ю.Б. Возможности повышения качества поковок дисков сплава ВТ6 путем корректировки химического состава / Ю.Б. Егорова, И.С. Полькин, Л.В. Давыденко // Технология легких сплавов, 2015. №3. С. 65-71.
122. Исаичев, А.В. Некоторые особенности производства слитков и их горячая деформация из экономнолегированных титановых сплавов / А.В. Исаичев, Н.А. Ночовная, В.Г. Анташев // Современные титановые сплавы и проблемы их развития, М.: ВИАМ, 2010. С. 96-98.
123. Ночовная, Н.А. Проблемы создания экономичных титановых сплавов и пути их решения / Н.А. Ночовная, А.В. Исаичев, В.Г. Анташев // Все материалы. Энциклоп. справочник. 2008. №5. С. 10-15.
124. Трубин, А.Н. Особенности распределения кислорода в слитках титановых сплавов / А.Н. Трубин, И.Ю. Пузаков // Титан, 2003. №1. С. 20-21.
125. Егорова, Ю.Б. Сравнение химического состава и механических свойств слитков титановых сплавов, выплавленных в период с 1970 по 2011 годы / Ю.Б. Егорова, И.М. Мамонов, Р.А. Давыденко // Труды МАТИ (Вестник МАТИ), 2013. Вып. 20 (92). С. 4-10.
126. ОСТ1 92077-91. Титановые сплавы. Марки.
127. ОСТ1 90197-89. Поковки дисков и валов кованые и штампованные из титановых сплавов.
128. Titanium'2003: Titanium Science and Technology, Hamburg, 2003, 3425 p.
129. Сайт компании StatSoft [Электронный ресурс]: StatSoft Russia, 1999-2019. Режим доступа: <http://statsoft.ru/> (дата обращения: 12.12.2019)
130. Братухин, А.Г. Технология производства титановых самолетных конструкций / А.Г. Братухин, Б.А. Колачев, В.В. Садков и др. М.: Машиностроение, 1995. 448 с.
131. Егорова, Ю.Б. Влияние микролегирования кислородом на механические свойства прутков и поковок из титана и его сплавов / Ю.Б. Егорова, Л.В. Давыденко, Е.В. Чибисова // Электрометаллургия, 2017. №5. С. 7-14.
132. Егорова, Ю.Б. Оценка стабильности химического состава и механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов / Ю.Б. Егорова, И.С. Полькин, Л.В. Давыденко // Титан, 2016. №1. С. 12-19.

133. The Materials Project [Электронный ресурс]: The Materials Project, 2018. Режим доступа: <https://materialsproject.org/> (дата обращения: 30.01.2018)
134. Типы данных Transact-SQL [Электронный ресурс]: Microsoft. Документация по SQL, 2019. Режим доступа: <https://docs.microsoft.com/ru-ru/sql/t-sql/data-types/data-types-transact-sql> (дата обращения: 15.12.2019).
135. Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys, ed. by H. Chandler / ASM International, 1996, 669 p.
136. Пагина, А.А. Влияние термической обработки на структуру и комплекс механических свойств сплавов Ti-6Al-4V ELI и Ti-6Al-4V / А.А. Пагина // XII Международная научно-техническая уральская школа-семинар металлургов - молодых ученых, Екатеринбург: УрФУ, 2011. С. 256-258
137. Колачев, Б.А. Физические основы разрушения титана / Б.А. Колачев, А.В. Мальков – М.: Металлургия, 1983. 160 с.
138. Дроздовский, Б.А. Трещиностойкость титановых сплавов / Б.А. Дроздовский, Л.В. Проходцева, Н.И. Новосильцева – М.: Металлургия, 1983. 192 с.
139. Егорова, Ю.Б. Влияние легирования кислородом на механические свойства прутков из титана и сплава Ti-6Al-4V / Ю.Б. Егорова, Л.В. Давыденко, И.М. Мамонов // Международный научно-исследовательский журнал, 2015. Вып. 10 (41). С. 49-50.
140. Ильин, А.А. Об использовании эквивалентов легирующих элементов и примесей по алюминию и молибдену в производстве титановых сплавов / А.А. Ильин, И.С. Польшкин, Ю.Б. Егорова, Л.В. Давыденко // Титан, 2018. №4.
141. Егорова, Ю.Б. Использование результатов промышленного контроля для прогнозирования механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов / Ю.Б. Егорова, В.Н. Уваров, Л.В. Давыденко, Р.А. Давыденко // МИТОМ, 2017. №6 (744). С. 52-58.
142. Егорова, Ю.Б. Прогнозирование механических свойств титановых сплавов в зависимости от эквивалентов по алюминию и молибдену / Ю.Б. Егорова, С.Б. Белова, Е.В. Чибисова, Л.В. Давыденко // Материаловедение, 2015. №5. С. 24-30.
143. Боуэн, А.В. Влияние термической обработки на усталостную прочность сплава Ti-6Al-4V. / А.В. Боуэн, К.А. Стуббингтон // Труды 3-ей Международной конференции по титану: Титан. Металловедение и технология, М.: ВИЛС, 1978. Т. 3. С. 199-208.
144. Хорев, М.А. Влияние содержания алюминия и водорода на механические свойства сплава VT23 / М.А. Хорев, Л.М. Петров, З.Н. Попова, В.М. Арбузов // Технология легких сплавов, 1984. №7. С. 30-35.
145. Солонина, О.П. Жаропрочные титановые сплавы / О.П. Солонина, С.Г. Глазунов – М.: Металлургия, 1976. 448 с.

146. Давыденко, Л.В. Обоснование требований к режимам термической обработки $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, обеспечивающих оптимальный комплекс механических свойств и обрабатываемости резанием: дис. ... канд. техн. наук, Давыденко Людмила Васильевна – М., 2003. 196 с.
147. Отчет по научно-исследовательской работе МАТИ. Тема №1381, 1983. 132 с.
148. Борисова, Е.А. Термическая обработка сплава ВТ6 / Е.А. Борисова, И.И. Шашенкова // Титан в промышленности / Сборник статей, М.: Оборонгиз, 1961. С. 170-175.
149. Hanaki, M. Microstructure and mechanical properties of a large Ti-6Al-4V ring forged at the duplex phase temperature range / M. Hanaki, Y. Fujisaki // Titanium '80: Science and Technology: Proc. of the Fourth International Conference on Titanium, Kyoto, Japan, May 19-22, 1980, pp. 1155-1162.
150. Колачев, Б.А. Влияние режимов вакуумного отжига и водорода на вязкость разрушения и усталость плит из сплава ВТ6 / Б.А. Колачев, В.А. Гринберг, А.В. Фишгойт, В.В. Садков // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия, 1982. № 6. С. 76-81.
151. Колачев, Б.А. Титановые сплавы разных стран / Б.А. Колачев, И.С. Польшкин, В.Д. Талалаев – М.: ВИЛС, 2000. 316 с.
152. Gray III G.T. The effect of microstructure and stress ratio on fatigue crack propagation behavior of Ti-6Al-4V / Gray III G.T., G. Luetjering // Titanium '84: Science and Technology, Fifth International Conference on Titanium, Munich, Germany, 1984, vol. 3, pp. 2002–2008.
153. Hall, I.W. Fracture Toughness, Strength and Microstructure in Alpha + Beta Titanium Alloys / I.W. Hall, C. Hammond / Titanium and Titanium Alloys, Plenum Press, 1976, vol 1, pp. 601-613.
154. Rudinger, K. Relationship between primary alpha content, tensile properties and high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V / K. Rudinger, D. Fischer // Titanium '84: Science and Technology, Fifth International Conference on Titanium, Munich, Germany, 1984, vol. 3, pp. 2123-2130.
155. Okada M., Toyama K., Ichihashi H. // Сумитомо киндзоку, Cumitomo Metals, 1989, v. 41, № 2, pp. 189-194.
156. Егорова, Ю.Б. Оценка однородности химического состава слитков титановых сплавов / Ю.Б. Егорова, Ф.С. Мамонова, Р.А. Давыденко // Научные труды МАТИ, 2011. Вып. 18 (90). С. 24-31.
157. Чучурюкин, А.Д. Закономерности взаимодействия титана с газами и парами при плавке, разработка вакуумных систем печей и оптимизация технологии производства слитков: дисс. ... д.т.н. / Чучурюкин – М., ВИЛС, 1989. 342 с.
158. Пономарев, В.В. Общие вопросы производства и применения легких и специальных сплавов / В.В. Пономарев, И.В. Кораблева, Г.Д. Гаслов // Технология легких сплавов, 2002. №1. С. 50-60.

159. 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., Каганович И.Н. – М.: ВИЛС, 1982. 57 с.
160. Шибанов, А.С. Производство крупногабаритных штамповок из сплава ВТ6ч для деталей планера широкофюзеляжных самолетов / А.С. Шибанов, И.В. Левин, В.В. Тетюхин и др. // Титан, 1996. № 1 (9). С. 29-31.
161. Огородникова, О.М. Консолидированный компьютерный анализ процессов получения и эксплуатации металлических материалов в машиностроении. Диссертация на соискание уч. степени д.т.н., Огородникова Ольга Михайловна – Екатеринбург, 2015, 332 с.
162. Сайт компании Granta Design [Электронный ресурс]: GRANTA DESIGN 2019. Режим доступа: www.grantadesign.com (дата обращения: 12.12.2019).
163. Сайт ООО «Аванс Инжиниринг» [Электронный ресурс]: ООО «Аванс инжиниринг», 2018. Режим доступа: <http://advengineering.ru> (дата обращения: 12.12.2019).
164. А. Суханова, Ю. Суханов Мы воодушевлены первым успехом решений Granta Design в России и рассчитываем на расширение взаимовыгодного сотрудничества: Интервью г-на Thomas Weninger, вице-президента компании Granta Design по продажам [Электронный ресурс]: CAD/CAM/CAE Observer, 2016 №8 (108). Режим доступа: <http://www.cadcamcae.lv/N108/06-16.pdf> (дата обращения 12.12.2019).
165. Hill, J. Materials science with large-scale data and informatics: Unlocking new opportunities / J. Hill, G. Mulholland, K. Persson, R. Seshadri, C. Wolverton, B. Meredig. // MRS Bulletin, 2016, v.41, May, pp. 399-409.
166. Вершков, А.В. Разработка концепции интегрированной информационной системы по свойствам авиационных материалов с возможностью расчета характеристик разрабатываемых новых материалов / А.В. Вершков, О.Г. Оспенникова, С.В. Неруш // Труды ВИАМ, 2015. №5. С. 3-6.
167. Киселева, Н.Н. Информационная инфраструктура современного материаловедения – проекты и результаты / Н.Н. Киселева // Энергия: экономика, техника, экология, 2017. №7. С. 2-14.
168. Гречников, Ф.В. Инициатива «геном материала» в мире и российской федерации / Ф.В. Гречников, И.Н. Бобровский, Я.А. Ерисов, А.И. Хаймович // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2017. Т. 19. № 1(3). С. 563-573
169. Hergert, W. Computational Materials Science / W. Hergert, A. Ernst, M. Dane / Berlin: Springer, 2004. 553p.

170. Materials Genome Initiative Strategic Plan, Federal Register. 2014. [Электронный ресурс]: Federal Register. The Daily Journal of the United State Government: Режим доступа: <https://federalregister.gov/a/2014-14392> (дата обращения: 10.12.2018).
171. The NOMAD (Novel Materials Discovery Laboratory. A European Centre of Excellence [Электронный ресурс]: 2015-2019 NOMAD. Режим доступа: <http://nomad-lab.eu> (дата обращения: 10.12.2018).
172. Авиационные материалы. Справочник в 12 т. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. Т. 6 Титановые сплавы. М.: ВИАМ, 2010, 96 с.
173. Center for Materials Research by Information Integration [Электронный ресурс]: National Institute for Materials Science (NIMS), 2019. Режим доступа: <https://www.nims.go.jp/eng/research/MII-I/> (дата обращения 15.12.2019).
174. Lu, X. Remarks on the recent progress of Materials Genome Initiative / X. Lu // Sci.Bull. 2015, v. 60, N.22, pp. 1966-1968.
175. Колачев, Б.А. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. 2ое издание / Б.А. Колачев, Р.М. Габидуллин, Ю.В. Пигузов – М.: Металлургия, 1992. 272 с.
176. Titanium-1995: Science and Technology, Proc. 8 International Conference on Titanium, London, 1996, 3012 p.
177. Попова, Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана / Л.Е. Попова, А.А. Попов / Справочник. М.: Металлургия, 1991. 503 с.
178. Titanium: Titanium Science and Technology, Proc. 2 International Conference on Titanium, New York, 1972, 2730 p.
179. Шаханова, Г.В. Связь химического состава и микроструктуры с механическими свойствами двухфазных титановых сплавов / Г.В. Шаханова, С.Д. Костина, Н.С. Бруслова, Е.Н. Жолобова // ТЛС, 1979. №2. с.42-46.
180. Titanium-2003: Science and Technology, Proc. 10 International Conference on Titanium, Hamburg, 2003. 3425 p.
181. Titanium-1999: Science and Technology, Proc. 9 International Conference on Titanium, Saint-Peterburg, 1999. 1930 p.
182. Malinov, S. Application of artificial neural for modeling correlations in titanium alloys / S. Malinov, W. Sha // Materials Science and Engineering A365, 2004, pp. 202-211.
183. Thunnissen, D. P. Propagating and mitigating uncertainty in the design of complex multidisciplinary systems / D.P. Thunnissen / Pasadena, CA: California Institute of Technology. 2005. 240 p.
184. Chen, W. Model validation via uncertainty propagation and data transformations / W. Chen, L. Baghdasaryan, T. Buranathiti, J. Cao // AIAA Journal. 2004, v. 42, pp. 1406–1415.

185. Choi, H. J. An inductive design exploration method for robust multiscale materials design / H.J. Choi, D.L. McDowell, D. Rosen, J.K. Allen, F. Mistree // ASME Journal of Mechanical Design. 2008, v. 130, AN 031402, pp. 1–13.
186. Производственная инструкция ПИ 1.2.587-02 от 01.09.2002 ВИАМ. Термическая обработка полуфабрикатов и деталей из титановых сплавов.
187. Авиационные материалы. Справ. в 9 т. / под общ. ред. А.Т. Туманова. Т. 5. Магниево-титановые сплавы. М.: ОНТИ, 1973. 560 с.
188. Методическая рекомендация. Качественный и количественный рентгеновский анализ фазового состава титановых сплавов. ВИЛС, МР 18-36/СМИ-75. 1975. 39 с.
189. Мусатов, М.И. Технологические схемы производства слитков из титановых сплавов с использованием гарнисажной плавки / М.И. Мусатов, А.Ш. Фридман / Титан, 1993. №1. С.35-38.
190. Гринберг, В.А. Обоснование требований к структуре, состоянию поверхности и свойствам крупногабаритных элементов конструкций из сплава ВТ6ч: автореферат дис. ... канд. техн. наук, Гринберг А.В. – М., 1984. 24 с.

Приложения

Таблица 1

Механические свойства при растяжении сплава Ti-10V-2Fe-3Al по литературным данным

Полуфабрикат	Термическая обработка*	Механические свойства*2				Направление вырезки*3	Источник
		$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ	ψ		
1	2	3	4	5	6	7	8
Изотермическая ковка	Состояние высокой прочности	1200-1255	1300-1380	3-6	5-13	—	[2, с. 242-244]
Обычная ковка		1145-1280	1230-1350	4-10	5-28	—	
Экструзия	Типичные свойства	1170	1240	4	—	—	
Кованые шайбы	Типичные свойства	1150-1160	1275-1310	5-8	—	—	
Изотермическая ковка		985-1060	1060-1100	8-12	23-32	—	
Кованые шайбы	Состояние пониженной прочности	930	965	16	50	—	
Сутунки	750°C 1ч AC + 500°C 8ч AC	1127+-25	1204+-29	9,9+-2,4	42,1+-12	—	
Поковки	760°C 2ч WQ + 550°C 8ч AC	1110	1166	13		—	
Экструзия	Типичные свойства	1000-1105	1110-1170	6-7	10-18	—	
Литье	Типичные свойства	1010-1030	1105-1130	6-10	6-15	—	
Поковки, <75 мм	Закалка + старение	≥ 1000	≥ 1103	≥ 6	≥ 10	—	
То же, 75-100 мм (ручная ковка)	Закалка + старение	≥ 1000	≥ 1103	≥ 6	≥ 10	—	
Поковки, <25 мм	Закалка + старение	≥ 1103	≥ 1240	≥ 4	—	—	
Кованый пруток 250 мм	775°C 2ч WQ + 460°C 1ч	1322	1465	2,2	4,5	—	
Кованый пруток 250 мм	775°C 2ч WQ + 500°C 1ч	1180	1286	9,04	12	—	
Кованый пруток 250 мм	775°C 2ч WQ + 550°C 1ч	1075	1144	13,1	21	—	
Поковки	Типичные свойства	1200	1275	9	21	—	
Поковки	Закалка + старение	1054 (т)	1127 (т)	13,3	63	—	
Традиционная ковка	OTР + 500°C 8ч ($\alpha \approx 10\%$)	1163	1237	6,1	19,4	—	
Нетрадиционная ковка	OTР + 500°C 8ч ($\alpha \approx 10\%$, мелкое зерно)	1162	1223	10,1	41	—	

1	2	3	4	5	6	7	8
b (860°C) + (a+b)-ковка	760°C WQ + 500°C 8ч	1209	1270	7-13	28-54	–	[2, с. 242-244]
b (820°C) + (a+b)-ковка	760°C WQ + 500°C 8ч	1166	1240	12-17	53-60	–	
Поковки, толщина 15 мм	760°C 1ч WQ + 510°C 8ч	1200	1275	11	25	L	[1, с. 837]
	730°C 1ч WQ + 580°C 8ч	940	980	22	56	L	
	760°C 1ч WQ + 510°C 8ч	1200	1260	9	20	T	
	730°C 1ч WQ + 580°C 8ч	895	950	21	56	T	
Поковки, толщина 56 мм	760°C 1ч WQ + 510°C 8ч	1195	1270	7	33	T	
	730°C 1ч WQ + 580°C 8ч	910	970	21	56	T	
	760°C 1ч WQ + 510°C 8ч	1200	1280	8	21	ST	
	730°C 1ч WQ + 580°C 8ч	890	950	19	55	ST	
Тонкостенные поковки	750-765°C 1ч WQ + 480-495°C 8ч AC	1200	1276	9	27	-	[1, с. 841]
	730°C 1ч WQ + 580-595°C 8ч AC	896	972	20	55	-	
–	700°C 8ч + 500°C 1ч	1060	1150	15,00	55	–	[1, с. 865]
	730°C 8ч + 500°C 1ч	1270	1450	5,00	18	–	
	760°C 8ч + 500°C 1ч	1350	1430	5,00	20	–	
	780°C 8ч + 500°C 1ч	1450	1550	3,00	10	–	
Поковки, диски, диаметр 229 мм, толщина 25,4 – 32 мм	750°C ч WQ + 500°C 8ч AC		1320				[1, с. 865; 12]
	750°C ч WQ + 525°C 8ч AC		1250				
	750°C ч WQ + 550°C 8ч AC	–	1050	–	–	–	
	750°C ч WQ + 575°C 8ч AC		1020				
	750°C ч WQ + 600°C 8ч AC		970				
Прутки, диаметр 14 мм	820°C 8ч WQ	611	862	38	30	–	[4]
	750°C 8ч WQ	885	961	17,5	45	–	
	700°C 8ч WQ	897	964	24,8	50	–	
	820°C 8ч WQ + 450°C 1ч AC	–	1284	0	0	–	
	820°C 8ч WQ + 500°C 1ч AC	–	1422	0	0	–	
	820°C 8ч WQ + 650°C 1ч AC	1000	1077	9,2	20	–	

1	2	3	4	5	6	7	8
Прутки, диаметр 14 мм	820°C 8ч WQ + 550°C 1ч AC	1479	1487	1,2	2	–	[4]
	820°C 8ч WQ + 600°C 1ч AC	1258	1278	1,8	10	–	
	820°C 8ч WQ + 600°C 4ч AC	1037	1086	11,2	28	–	
	820°C 8ч WQ + 600°C 8ч AC	1046	1072	9,2	25	–	
	820°C 8ч WQ + 500°C 8ч AC	1488	1545	0,5	0	–	
	750°C 8ч WQ + 600°C 4ч AC	907	1073	19,5	45	–	
	750°C 8ч WQ + 500°C 8ч AC	1382	1431	5,7	12	–	
	700°C 8ч WQ + 600°C 4ч AC	927	981	25,1	50	–	
	700°C 8ч WQ + 500°C 8ч AC	1082	1151	18,2	39	–	
Поковки, толщина 55мм (изотермическая ковка)	ковка 700°C + 780°C 2ч WQ + 510°C 8ч	1129	1209	10,7	–	T	[5]
	ковка 700°C + 780°C 2ч WQ + 510°C 8ч	1096	1182	13,8	–	ST	
	ковка 750°C + 780°C 2ч WQ + 535°C 8ч	1120	1195	10	–	T	
	ковка 750°C + 780°C 2ч WQ + 535°C 8ч	1098	1187	11,9	–	ST	
	ковка 770°C + 780°C 2ч WQ + 535°C 8ч	1152	1219	9,1	–	T	
	ковка 770°C + 780°C 2ч WQ + 535°C 8ч	1122	1208	10,7	–	ST	
	ковка 700°C + 780°C 2ч WQ + 510°C 8ч	1161	1256	11	–	ST	
Плиты, горячая прокатка	725°C 20ч WQ + 500°C 1ч соль	1063	1106	17,70	–	L	[6]
	725°C 1,7ч WQ + 370°C 16,7ч соль	1246	1419	7,60	–	L	
	780°C 3ч WQ + 500°C 1ч AC	1202	1247	10,30	–	L	
	780°C 3ч WQ + 500°C 1ч соль	1445	1544	2,40	–	L	
	850°C 2ч WQ + 500°C 4ч соль	1250	1308	3,90	–	L	
	700°C 8ч WQ + 200°C 113,3ч	1218	1266	0,50	–	L	
	850°C 2ч WQ + 500°C 4ч соль	1182	1265	3,80	–	L	
	760°C 1,25ч WQ + 500°C 1ч соль	1298	1381	4,60	–	L	
	700°C 1,25ч WQ + 350°C 16,7ч	1239	1395	3,90	–	L	
Плита толщиной 15 мм	прокатка 860°C + 830°C 2ч WQ + 500°C 4ч AC	1446	1511	0,35	–	L	[7]
	прокатка 860°C + 830°C 2ч WQ + 500°C 4ч AC	1476	1503	0,61	–	L	
	прокатка 860°C + 760°C 4ч WQ + 500°C 4ч AC	1309	1436	2,89	–	L	
	прокатка 860°C + 760°C 4ч WQ + 500°C 4ч AC	1354	1481	1,83	–	L	

1	2	3	4	5	6	7	8
Плита толщиной 15 мм	прокатка 860°C + 860°C 2ч FC + 500°C 4ч AC	1604	1614	0,24	–	L	[7]
	прокатка 760°C + 830°C 2ч WQ + 500°C 4ч AC	1443	1450	1,01	–	L	
	прокатка 760°C + 830°C 2ч WQ + 500°C 4ч AC	1419	1479	1,00	–	L	
	прокатка 760°C + 760°C 4ч WQ + 500°C 4ч AC	1439	1549	2,46	–	L	
	прокатка 760°C + 760°C 4ч WQ + 500°C 4ч AC	1387	1507	2,86	–	L	
	прокатка 760°C + 760°C 2ч FC + 500°C 4ч AC	983	1081	11,99	–	L	
	прокатка 760°C + 760°C 2ч FC + 500°C 4ч AC	978	1081	13,46	–	L	
	прокатка 710°C + 830°C 2ч WQ + 500°C 4ч AC	1302	1386	0,99	–	L	
	прокатка 710°C + 830°C 2ч WQ + 500°C 4ч AC	1428	1476	0,36	–	L	
	прокатка 710°C + 760°C 4ч WQ + 500°C 4ч AC	1235	1357	6,26	–	L	
	прокатка 710°C + 760°C 4ч WQ + 500°C 4ч AC	1222	1507	5,74	–	L	
	прокатка 710°C + 710°C 2ч FC + 500°C 4ч AC	945	992	12,68	–	L	
	прокатка 710°C + 710°C 2ч FC + 500°C 4ч AC	939	995	12,66	–	L	
Поковки	ковка 840°C 75% WQ + ковка 760°C 25% AC + 760°C 1ч WQ + 520°C 8ч AC	1060	1095	11,50	24,5	–	[8]
	ковка 840°C 75% WQ + ковка 760°C 25% AC + 760°C 1ч WQ + 495°C 8ч AC	1170	1245	6,10	12,2	–	
	ковка 840°C 80% медленное охлаждение + 760°C 1ч WQ + 520°C 8ч AC	970	1057	12,20	37,5	–	
Кованые поковки, толщина 50 мм	ковка 860°C $\varepsilon=0,7$ AC + ковка 760°C $\varepsilon=0,35$ $\varepsilon=0,65$ AC + 760°C 2ч WQ + 500°C 8ч AC	1220	1274	9	33	R1	[9]
		1221	1281	13	48	R2	
		1200	1265	13	54	T1	
		1195	1258	7	28	T2	
	ковка 860°C $\varepsilon=0,7$ WQ + ковка 760°C, $\varepsilon=0,35$ $\varepsilon=0,65$ AC + 760°C 2ч WQ + 500°C 8ч AC	1187	1259	12	59	R1	
		1167	1232	16	60	R2	
		1178	1267	17	59	T1	
		1132	1203	13	53	T2	
	ковка 820°C $\varepsilon=0,9$ AC + ковка 760°C $\varepsilon=0,35$ $\varepsilon=0,65$ AC + 760°C 2ч WQ + 500°C 8ч AC	1236	1292	8	25	R1	
		1215	1282	10	28	R2	
		1244	1305	12	38	T1	

1	2	3	4	5	6	7	8
Кованые поковки, толщина 50 мм	ковка 820°C $\epsilon=0,9$ WQ + ковка 760°C $\epsilon=0,35$ $\epsilon=0,65$ AC+ 760°C 2ч WQ + 500°C 8ч AC	1199	1276	6	17	T2	[9]
		1199	1258	10	34	R1	
		1180	1249	13	40	R2	
		1196	1275	15	57	T1	
		1164	1233	-	-	T2	
Плиты	прокатка 25% + 700°C 2ч + 525°C 8ч прокатка 25% + 780°C 2ч + 580°C 8ч прокатка 65% + 700°C 2ч + 525°C 8ч прокатка 65% + 780°C 2ч + 580°C 8ч прокатка 65% + 700°C 2ч + 400°C 8ч прокатка 65% + 700°C 2ч + 400°C 48ч	988	1066	13,00	-	-	[10]
		1057	1085	10,00	-	-	
		980	1021	14,00	-	-	
		1060	1100	8,00	-	-	
		1188	1330	6,00	-	-	
Плиты 25x115 мм	730°C 48ч WQ 850°C 2ч WQ 700°C 5ч WQ + 250°C 100ч соль 850°C 2ч WQ + 250°C 167ч соль 720°C 1,7ч WQ + 370°C 16,7ч соль 850°C 1,7ч WQ + 370°C 16,7ч соль 730°C 12ч WQ + 500°C 1ч соль 850°C 1,7ч WQ + 500°C 4ч соль	741	862	18,60	35	-	[1, с. 839; 13]
		262	878	21,80	32	-	
		1218	1266	0,58	2,25	-	
		brittle	-	0	0	-	
		1240	1430	8,9	16	-	
		brittle	-	0	0	-	
		1063	1106	17,5	58	-	
1225	1243	8,7	14	-			
Кованые прутки диаметром 60 мм + усадка 40%	760°C 1ч WQ 760°C 1ч WQ + 400°C 8ч AC 760°C 1ч WQ + 490°C 8ч AC 760°C 1ч WQ + 490°C 8ч AC 760°C 1ч WQ + 600°C 8ч AC 785°C 1ч WQ 785°C 1ч WQ + 490°C 8ч AC	696	839	30,60	28,1	-	[15]
		-	1202	0,00	0	-	
		1270	1380	5,00	5,7	-	
		1228	1353	4,40	5,7	-	
		928	984	17,50	32,7	-	
		617	804	35,60	36,3	-	
		-	1404	0,00	0	-	
Прутки, диаметр 30 мм	773°C 2ч WQ + 510°C 8ч AC 773°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1157	1253	15,20	-	-	[16]
		1167	1246	15,20	-	-	

1	2	3	4	5	6	7	8
Прутки, 30 мм, гом. отжиг	778°C 2ч WQ + 510°C 8ч AC	1144	1214	16,80	–	–	
	778°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1090	1183	20,00	–	–	
Изотермическая ковка, 12,7 мм Размер β-зерна 255 мкм	ковка при 954°C + 954°C 1ч WQ	710	793	13,5	–	–	[20, стр. 87]
	ковка при 871°C + 954°C 1ч WQ	545	841	33,3	–	–	
	ковка при 788°C + 954°C 1ч WQ	600	855	31,6	–	–	
Изотермическая ковка, 12,7 мм Размер β-зерна 255 мкм	ковка при 677°C + 954°C 1ч WQ	965	993	10,3	–	–	
	ковка при 677°C + 954°C 1ч WQ	1055	1103	5,7	–	–	
Изотермическая ковка, 12,7 мм Размер β-зерна 8 мкм	788°C 6ч WQ	862	883	14	–	–	[20, стр. 87]
	788°C 6ч WQ	951	972	13,5	–	–	
	788°C 6ч WQ	945	1000	11,5	–	–	
	788°C 6ч WQ	1034	1082	10,6	–	–	
Штампованные поковки	штамповка 760°C + 732°C 2ч + 510°C 8ч	1114	1147	16,6	42,7	–	[21]
	штамповка 760°C + 788°C 2ч + 538°C 8ч	1130	1153	14,9	19,1	–	
	штамповка 830°C + 732°C 2ч + 510°C 8ч	1096	1117	8,1	14,2	–	
	штамповка 830°C + 788°C 2ч + 552°C 8ч	1089	1129	8,9	18,3	–	
Поковки дисков диаметром 178 мм, толщиной 12,7 мм	774°C 2ч WQ + 507°C 8ч AC	1199	1236	2,3	–	L	[22]
	774°C 2ч WQ + 507°C 8ч AC	1198	1233	2,0	–	T	
Кованые прутки, изотермическая ковка	ковка 820°C 60% 3 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1122	1258	10,4	32,2	T	[23]
	ковка 820°C 60% 1 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1117	1224	7,8	39,35	T	
	ковка 820°C 20% 3 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1125	1256	8,2	27,07	T	
	ковка 820°C 20% 1 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1115	1214	8,4	28	T	
	ковка 780°C 60% 3 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1135	1199	11,2	42,5	T	
	изотермическая ковка 780°C 60% 1 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1131	1206	8,08	35,55	T	

1	2	3	4	5	6	7	8
Кованые прутки, изотермическая ковка	изотермическая ковка 780°C 20% 3 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1145	1236	9,72	30,5	T	[23]
	изотермическая ковка 780°C 20% 1 мин + 760°C 2ч WQ + 520°C 8ч AC	1140	1240	7,88	27,53	T	
Кованые билеты	732°C 1ч FAN + 579°C 8ч AC	956	992	16	51,3	L	[25]
	760°C 1ч FAN + 510°C 8ч AC	1210	1281	5	7,9	T	
Поковки, типичные свойства	752-766°C 1ч WQ + 482-510°C 8ч AC	1159-1270	1242-1380	4-12	10-30	-	[30]
	732°C 1ч AC + 579-593°C 8ч AC	897-966	966-1035	20	45	-	
	816°C 1ч AC + 621°C 8ч AC	931	1000	17	45	-	
Поковки толщиной 7,4 мм	ковка 774°C AC	973	1066	9	19	-	[31]
	ковка 774°C AC + 760°C 1ч WQ	654	835	32	40	-	
	ковка 774°C AC + 760°C 1ч WQ + 510°C 8 ч AC	1283	1346	8	16	-	
Кованые прутки диаметром 70мм	стандартная упрочняющая термическая обработка STA	1130	1188	10,2	39,2	-	[32]
Штампованные поковки		1202	1280	7	21,2	-	
		1194	1267	6	15,5	-	
Кованые билеты	750°C 1ч WQ + 500°C 8ч AC	1128	1204	10	42	-	[38]
Штампованные поковки	750°C WQ + 500°C 1ч AC	1190	1275	-	35	-	[39]
	750°C WQ + 500°C 8ч AC	1195		10	45	-	
	750°C WQ + 500°C 20ч AC	1140	-	60	-		
	750°C WQ + 515°C 1ч AC	1175	-	40	-		
	750°C WQ + 515°C 8ч AC	1155	-	50	-		
	750°C WQ + 515°C 20ч AC	1100	-	60	-		
	750°C WQ + 530°C 1ч AC	1160	-	40	-		
	750°C WQ + 530°C 8ч AC	1120	-	55	-		
	750°C WQ + 530°C 20ч AC	1150	-	45	-		

Примечания: *AC, WQ, FC, FAN – охлаждение соответственно на воздухе, в воде, в печи, струей воздуха; *² T – типичные значения; *³ Направления вырезки L, T, ST – продольное, поперечное и высотное; R1, R2 – радиальные направления, истинное напряжение деформации, соответственно, $\epsilon_{eff} = 0,35$, $\epsilon_{eff} = 0,65$; T1, T2 – тангенциальное направление, центральная и периферийная области диска.

Вязкость разрушения псевдо β -сплава Ti-10-2-3 по литературным данным

Вид полуфабриката	Термическая обработка*	Ориентация и тип образца* ²	$\sigma_{0,2}$, МПа	Вязкость разрушения, МПа $\cdot\sqrt{м}$		Источник
				K _{Ic}	K _{Ic} / σ_T	
1	2	3	4	5	6	7
Изотермическая ковка	Высокопрочное состояние	–	1200-1255	29	0,023-0,024	[2, с. 399-400]
Обычная ковка	–“–	–	1145-1280	44-60	0,034-0,052	
Изотермическая ковка	Состояние пониженной прочности	–	985-1060	70	0,066-0,07	
Обычная ковка	–“–	–	930	100	0,11	
Пресс-изделия (экструзия)	–“–	–	1000-1105	45-48	0,04-0,048	
Согласно стандарту AMS 4984	–	–	1100	44	0,04	
AMS 4986	–	–	1000	60	0,06	
AMS 4987	–	–	895	88	0,1	
Поковки	–	–	1000	100	0,1	
–“–	–	–	1100	80	0,07	
–“–	–	–	1200	60	0,05	
–“–	–	–	1300	40	0,03	
Поковки ($\alpha+\beta$) сечение 75 мм	Тройной отжиг	–	1256-1311	39-43	0,03-0,034	
–“– 50 мм	–“–	–	1173-1325	35	0,026-0,03	
–“– 25 мм	–“–	–	1214-1256	30-31	0,023-0,025	
Поковки для ротора вертолета	Закалка + старение	TL-CT	1163	54	0,046	
Традиционная ковка						
–«–						
Ковка с измельчением зерна	То же	LT-CT	1152	53	0,046	
	–“–	CT	1162	43	0,037	
Традиционная ковка:						[2, с. 399-400]
большая степень деформации	–“–	CT	1188	52	0,044	
малая степень деформации	–“–	CT	1158	56	0,05	
Ковка с измельчением зерна:						[2, с. 399-400]
Большая степень деформации	–“–	CT	1163	43	0,037	

1	2	3	4	5	6	
Малая степень деформации	–“–	СТ	1163	42	0,036	[2, с. 399-400]
Поковки деталей ротора вертолета	–	СТ	1054	54	0,05	
Прутки, 70 мм	–	СТ	1130	76,9	0,07	
Поковки	–	СТ	1150	40-80	0,035-0,07	
Поковки ротора						[5]
Изотермическая ковка при 700°C	780°C, 2ч (WQ)+520°C, 8ч	T-CT	1129	64,6	0,057	
–“– 700°C	780°C, 2ч (WQ)+520°C, 8ч	ST-CT	1096	45,1	0,04	
–“– 750°C	780°C, 2ч (WQ)+535°C, 8ч	T-CT	1120	72,3	0,064	
–“– 750°C	780°C, 2ч (WQ)+535°C, 8ч	ST-CT	1098	54,3	0,05	
–“– 770°C	780°C, 2ч (WQ)+535°C, 8ч	T-CT	1152	76,0	0,066	
–“– 770°C	780°C, 2ч (WQ)+535°C, 8ч	ST-CT	1122	48,4	0,043	
–“– 700°C	780°C, 2ч (WQ)+510°C, 8ч	ST-CT	1161	40,6	0,034	
Кованые прутки диаметром 60 мм	760°C 1ч WQ	-	696	84-95	0,121-0,136	[15]
	760°C 1ч WQ +490°C 8ч AC	-	1270	44-55	0,035-0,043	
	760°C 1ч WQ + 490°C 8ч AC	-	1228	44-55	0,036-0,045	
	760°C 1ч WQ + 600°C 8ч AC	-	928	115-120	0,124-0,129	
	785°C 1ч WQ	-	617	84-95	0,136-0,154	
Кованые прутки диаметром 70мм	стандартная упрочняющая термическая обработка STA	-	1130	76,9	0,068	[32]
Штампованные поковки	–“–	-	1202	53,6	0,045	
	–“–	-	1194	52,6	0,044	

Примечания: *WQ, AC – охлаждение в воде и на воздухе соответственно; *2 СТ – компактный образец для испытаний; направления вырезки образцов и распространения трещин: TL – поперечный образец с трещиной в продольном направлении, LT – продольный образец с трещиной в поперечном направлении, T – поперечный образец, ST – высотный образец.

Механические свойства титановых сплавов разных классов после закалки и старения [2]

№ п/п	Класс сплава	Марка сплава	Состав сплава, % масс.	[Mo] _{ЭКВ} ^{стр} , %	[Al] _{ЭКВ} ^{стр} , %	σ _в , МПа	
1	2	3	4	5	6	7	
1	α-сплавы	IMI 230	Ti-2,5Cu	0,0	1,0	775	
2	Псевдо-α-сплавы	Ti-621/08	Ti-6Al-2Nb-1Ta-0,8Mo	1,7	7,0	905	
3		IMI 679	Ti-11Sn-5Zr-2,3Al-1Mo-0,2Si	1,0	7,8	1180	
4		IMI 685	Ti-6Al-5Zr-0,5Mo-0,25Si	0,5	7,8	1030	
5		IMI 829	Ti-5,5Al-3,5Sn-3Zr-1Nb-0,25Mo-0,3S-0,12O***	0,6	8,5	1020	
6		IMI 834	Ti-5,8Al-4Sn-3,5Zr-0,7Nb-0,5Mo-0,31Si	0,7	8,7	1050	
7		Ti-811	Ti-8Al-1Mo-1V	1,7	9,0	1080	
8		α+β-сплавы	BT6C	Ti-5Al-4V	2,9	6,0	1030
10	Ti-64		Ti-6Al-4V	2,9	7,0	1170	
11	BT9		Ti-6,5Al-3Mo-1,5Zr-0,25Si	3,0	7,8	1275	
12	Ti-62S		Ti-6Al-1,7Fe-0,1Si-0,18O***	4,3	8,0	1180	
13	TC11		Ti-6Al-1,5Zr-3,5Mo-0,3Si	3,5	7,8	1130	
14	Ti-431		Ti-4Al-3Mo-1,5V	3,7	5,0	1300	
15	BT14		Ti-5Al-3Mo-1,5V	4,0	6,0	1275	
16	IMI 550		Ti-4Al-4Mo-2Sn-0,5Si	4,0	5,7	1200	
17	IMI 551		Ti-4Al-4Sn-4Mo-0,5Si-0,1C**	4,0	7,3	1345	
18	Ti-74		Ti-7Al-4Mo	4,0	8,0	1255	
19	BT8M		Ti-6.3Al-1Sn-1Zr-3.3Mo-0.15Si	3,3	6,5	1080	
20	Ti-662		Ti-6Al-6V-2Sn-0,27(O+2N)***	4,3	8,3	1205	
21	Ti-62222S		Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Mo-2Cr-0,25Si	5,3	8,0	1330	
22	Ti-6246		Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	6,0	8,3	1215	
23	BT3-1		Ti-6Al-2,5Mo-1,5Cr-0,5Fe-0,3Si	6,3	7,3	1270	
24	BT23		Ti-5Al-4,5V-2Mo-1Cr-0,6Fe	8,4	6,5	1460	
25	BT16		Ti-3Al-4,5V-5Mo	8,2	4,0	1100	
26	SP-700		Ti-4,5Al-3V-2Mo-2Fe	9,1	5,5	1380	
27	Transage		129	Ti-2Al-11,5V-2Sn-11Zr	8,2	5,5	1280
28			134	Ti-2,5Al-12V-2Sn-6Zr	8,6	6,2	1290
29			175	Ti-2,7Al-13V-7Sn-2Zr	9,3	6,4	1305
30			Beta CEZ	Ti-5Al-4Mo-2Cr-1,2Fe-2Sn-4Zr	10,3	7,3	1510
31			Ti-20-4-1	Ti-20V-4Al-1Sn	14,2	4,3	1530

32	Переходного класса, псевдоβ- и β- сплавы	Ti-555	Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Fe	16,1	6,0	1300
33		Ti-125	Ti-6V-6,2Mo-7,5Fe-3Al	24,8	4,0	1385
34		DAT 55G	Ti-15V-6Cr-4Al	20,7	5,0	1400
35		Ti-16-2,5	Ti-16V-2,5Al	11,4	3,5	1235
36		BT22	Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe	12,7	6,0	1475
37		Ti-21Rx	Ti-15Mo-2,7Nb-0,2Si	15,8	1,0	1200
38		BT35	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn-1Zr-1Mo	16,7	5,2	1275
39		BT19	Ti-5,5Mo-3,5V-5,5Cr-3Al-1Zr	17,2	4,2	1545
40		Ti-851	Ti-8V-5Fe-1Al-0,4O***	18,2	5,0	1500
41		BT15	Ti-11Cr-7Mo-3Al	25,3	4,0	1245
42		Ti-13-11-3	Ti-13V-11Cr-3Al	27,6	4,0	1400
43		Ti-17	Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr	10,7	7,0	1300
44		Beta III	Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn	11,5	3,5	1415
45		Ti-10-2-3	Ti-10V-2Fe-3Al	12,1	4,0	1275
46		Ti-15-5	Ti-15Mo-5Zr	15,0	1,8	1320
47		Ti-15-5-3	Ti-15Mo-5Zr-3Al	15,0	4,8	1475
48		Ti-15-3-3-3	Ti-15Mo-3Cr-3Al-3Sn (лист)	15,7	5,0	1250
49		Beta21S	Ti-15Mo-3Al-2,7Nb-0,25Si	15,8	4,0	1350
50		Timet LCB	Ti-6,8Mo-4,5Fe-1,5Al	18,1	2,5	1470
51		BT32	Ti-8V-8Mo-1,5Cr-1,5Fe-3Al	18,7	4,0	1250
52		Ti-8823	Ti-8V-8Mo-2Fe-3Al	18,3	4,0	1250
53		Beta C	Ti-8V-6Cr-4Mo-4Zr-3Al	19,7	4,7	1300

Примечания: * - максимально допустимое содержание примесей;

** - в сплаве IMI551 допускается до 0,2% C для повышения прочности.

*** - в соответствии с рекомендациями, приведенными в справочнике Колачева Б.А. для отечественных. и зарубежных сплавов структурный эквивалент по алюминию принят равным 1,0%, за исключением ряда зарубежных сплавов, которые легированы кислородом для повышения прочности (в этом случае в химическом составе указано номинальное содержание кислорода), **** - в справочнике ASM для некоторых зарубежных титановых сплавов не указан вид или размер п/ф, но указаны типичные свойства.

Пример набора данных для внесения в АИС «Титановые сплавы» сведений о результатах механических испытаний прутков сплава ВТ6

Категория	Параметр	Пример
Информация о пользователе (указывается при регистрации)*	Фамилия	Иванов
	Имя	Иван
	Отчество	Иванович
	Организация	Ступинский филиал МАИ
	Адрес организации	Московская область, г. Ступино, ул. Пристанционная, д. 4
	Должность	инженер
	Веб-сайт организации	http://sfmai.ru
	E-mail	ivanov@ivan.com
Пароль	*****	
Справочные сведения		
Общая информация о сплаве*	Марка сплава	ВТ6
	Номинальный состав	Ti-6Al-4V
	Зарубежные аналоги	Grade 5, Ti64, IMI 318, TC4
	Коэффициент β -стабилизации	0,3
	Температура полиморфного превращения, °C	950-1000
	Температура начала рекристаллизации, °C	850
	Температура конца рекристаллизации, °C	950
	Критическая температура закалки, °C	850
	Количество β -фазы после отжига, %	10
	Количество β -фазы после закалки с критической температуры, %	20-30
	Фазовый состав сплава после закалки из β -области	мартенсит α'
	Прокаливаемость (критический диаметр), мм	25-30
Область применения	Крупногабаритные сварные и сборные конструкции летательных аппаратов, баллонов и ряда других конструктивных элементов авиационной, ракетной и гражданской техники. Применяют в судостроении, автомобилестроении, в установках и сооружениях, работающих в морских условиях. Из них изготавливают также изделия бытовой техники, спортивный инвентарь, хирургические имплантаты и др.	

	Другие дополнительные сведения	самый распространенный в мире титановый сплав
Класс сплава	по фазовому составу в отожжённом состоянии	$\alpha+\beta$ -сплав
	по способности образовывать твердые растворы и химические соединения	твердорастворный сплав
	по структуре в закалённом состоянии	сплав мартенситного класса, твердеющий при закалке
	по стабильности β -фазы после закалки из β -области	с механически стабильной β -фазой
	по способности к упрочнению при старении	термически упрочняемый $\alpha+\beta$ -сплав
	по уровню прочности	среднепрочный после отжига, высокопрочный после закалки и старения
	по способу производства	деформируемый сплав
	по назначению (условиям эксплуатации)	конструкционный сплав средней прочности
Информация о стандарте на химический состав сплава*	Вид НД на соответствие химического состава	межгосударственный стандарт или отраслевой стандарт
	Наименование НД	ГОСТ 19807-91 или ОСТ 1 90013-81
	Страна, выпустившая стандарт	Российская Федерация
Химический состав по НД*, % по массе	Al	5,3-6,8
	V	3,5-5,3
	O	не более 0,2
	N	не более 0,05
	C	не более 0,1
	Fe	не более 0,6
	Si	не более 0,10
	H	не более 0,015
	Zr	не более 0,3
	Прочие примеси	не более 0,3
Стандарт на механические свойства катаных прутков 16-60 мм	Вид НД на соответствие химического состава	отраслевой стандарт
	Наименование НД	ОСТ 1 90173-75
	Год выпуска/изменения стандарта	1975
	Организация, принявшая стандарт	ВИАМ
	Страна, выпустившая стандарт	Российская Федерация
свойства прутков диаметром 16-60 мм после отжига по НД	Предел прочности σ_b , МПа	900-1050
	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ МПа	-
	Относительное удлинение δ , %	не менее 10,0
	Поперечное сужение ψ , %	не менее 30,0

	Ударная вязкость КСУ, кгс·м/см ²	не менее 4,0
	Твердость по Бринеллю (диаметр отпечатка) 10/3000, мм	3,3-3,8
Информация о результатах исследований		
Информация о механических испытаниях	Вид механических испытаний	испытания на растяжение
	Вид НД на метод испытания	межгосударственный стандарт
	Наименование НД	ГОСТ 1497-84
	Год выпуска/изменения стандарта	1984
	Организация, принявшая стандарт	Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации
	Страна, выпустившая стандарт	Российская Федерация
	Температура испытания	комнатная
	Оборудование	TIRA-test-2300
	Скорость растяжения, мм/мин.	10
	Другая дополнительная информация	-
Информация об образце для механических испытаний*	Год испытания образца	2016
	Вид записи (эксперимент / НД)	экспериментальные данные
	Вид полуфабриката	катаные прутки диаметром 20 мм
	Форма образца	цилиндрический
	Размеры образца	длина 25 мм, диаметр 6 мм
	Направление вырезки	продольное
	Номер плавки	1E-437
Химический состав образца для механических испытаний	Al	6,0
	V	3,7
	O	0,084
	N	0,046
	C	0,035
	Fe	0,17
	Si	0,06
	H	0,0065
	Zr	0,01
	Прочие примеси	-

	Коэффициент β -стабилизации	0,28
	Структурный эквивалент легирующих элементов и примесей по алюминию, % по массе	8,11
	Структурный эквивалент легирующих элементов и примесей по молибдену, % по массе	3,07
	Прочностной эквивалент легирующих элементов и примесей по алюминию, % по массе	
	Прочностной эквивалент легирующих элементов и примесей по молибдену, % по массе	
Режим ТО*	Температура полиморфного превращения, °С	990
	Другие характеристики	-
Результаты механических испытаний	Вид обработки	отжиг
	Время выдержки, ч	0,67
	Температура, °С	900
	Способ охлаждения	воздух
Результаты механических испытаний	Предел прочности σ_b , МПа	788
	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	750
	Относительное удлинение δ , %	14
	Поперечное сужение ψ , %	31
Фазовый состав и структура образцов	Микроструктура после отжига	[ссылка на изображение]
	Количество β -фазы после отжига	12%
	Тип структуры	глобулярная

Примечание: если данные были внесены ранее, возможен выбор из словаря, либо автоматическое заполнение при пакетном добавлении данных

Основные условные обозначения

Обозначение	Величина	Единицы измерения
t	Температура	°С
τ	Время	ч., мин.
A _{с3} , T _{пп} , T _β	Температура полиморфного превращения	°С
m	Балл микроструктуры (по типовой 9-балльной шкале)	-
[Al] _{ЭКВ} ^{СТР}	Структурный эквивалент по алюминию	%
[Mo] _{ЭКВ} ^{СТР}	Структурный эквивалент по молибдену	%
[Al] _{ЭКВ} ^{ПР}	Прочностной эквивалент по алюминию	%
[Mo] _{ЭКВ} ^{ПР}	Прочностной эквивалент по молибдену	%
k _β	Коэффициент β-стабилизации	%
C _x	Концентрация элемента x в сплаве	% масс.
σ _в	Временное сопротивление разрыву	МПа
σ _{0,2}	Условный предел текучести	МПа
d _{отп}	Диаметр отпечатка при измерении твердости по Бринеллю	мм
HRC	Твердость по Роквеллу	-
δ	Относительное удлинение	%
ψ	Поперечное сужение	%
KCU, KCT	Ударная вязкость	МДж/м ²
K _{1C}	Вязкость разрушения	МПа·м ^{1/2}
n _α	Количество первичной α-фазы	%
n _β	Количество метастабильной β-фазы	%
D	Размер β-зерна	мкм
a _α	Размер глобулярных частиц α-фазы	мкм
d _α	Размер α-колоний	мкм
b _α	Толщина пластин α-фазы	мкм
l _α	Длина пластин α-фазы	мкм
b ₂	Толщина пластин вторичной α- фазы	мкм
d	Диаметр прутка	мм