

На правах рукописи



Ледер Михаил Оттович

**ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА СПЛАВА ВТ18У С ЦЕЛЬЮ
ПОВЫШЕНИЯ КОМПЛЕКСА СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ**

Специальность 2.6.1

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Екатеринбург – 2022

Работа выполнена на кафедре термообработки и физики металлов Института новых материалов и технологий ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» и в ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»

Научный руководитель: – доктор технических наук, профессор

Попов Артемий Александрович

Официальные оппоненты: – **Бецофен Сергей Яковлевич**, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», г. Москва, профессор кафедры «Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов»;

– **Салищев Геннадий Алексеевич**, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», г. Белгород, профессор кафедры «Материаловедение и нанотехнологии»;

– **Давыдов Денис Игоревич**, кандидат технических наук, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, старший научный сотрудник лаборатории аддитивных технологий

Защита диссертации состоится «07» февраля 2022 г. в 14:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 2.6.01.04 по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета)

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

<https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?id=12&rid=3325>

Автореферат разослан «_____» _____ 20__ г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Ольга Владимировна Селиванова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования.

В настоящее время увеличиваются скорости полёта летательных аппаратов и возрастает температура аэродинамического нагрева их узлов. Происходит переоценка требований к деталям из жаропрочных титановых сплавов и на первый план выходят показатели экономичности и ресурса. КПД двигателей должен расти, следовательно, масса вращающихся деталей должна снижаться, и как следствие нужны материалы с высокой удельной прочностью.

В современных двигателях доля деталей из титановых сплавов занимает около 30–40%. Однако их максимальная рабочая температура составляет 550 °С (длительно) и 600 °С (кратковременно), поэтому нужно «двигаться» в сторону горячих ступеней. Для этого необходимо либо разрабатывать новые жаропрочные сплавы, либо оптимизировать существующие. В настоящее время, в основном, работы ведутся в первом направлении, т.е. разрабатываются новые составы (на основе интерметаллидов Ti_3Al , $TiAl$, Ti_2AlNb). Реже, но всё-таки, появляются работы по усовершенствованию существующих жаропрочных титановых сплавов, например, микролегированием редкоземельными элементами. Экономически более выгодно доработать существующий сплав, так как в этом случае отсутствует необходимость первичной сертификации материала, изменения конструкторской документации на изделия и т. п.

Но в любом случае современный жаропрочный сплав на основе титана должен удовлетворять ряду требований. По крайней мере, сплав должен обеспечивать необходимый минимум целого комплекса свойств:

- высокое сопротивление ползучести при рабочих температурах и заданных нагрузках;
- высокие значения вязкости разрушения и низкие скорости роста трещины;
- высокие значения кратковременной и длительной прочности во всем интервале рабочих температур;
- термическая стабильность, т. е. способность сохранять определенный комплекс свойств во всем диапазоне рабочих температур и в течение всего времени эксплуатации;
- высокое сопротивление усталости во всем диапазоне рабочих температур;
- приемлемые технологические свойства и в первую очередь пластичность, обеспечивающие возможность получения стабильно качественных деталей.

Степень разработанности темы.

Детали из жаропрочного титанового псевдо- α -сплава ВТ18у применяются практически во всех российских самолетах, вертолетах и ракетах. Сплав является интересным как с технологической, так и с научной точек зрения. Жаропрочным сплавам на основе титана, в том числе и сплаву ВТ18у, посвящено много работ. Например, работы сотрудников ФГУП «ВИАМ» (Н. А. Ночовная и другие). В

последние десятилетия результаты работ по псевдо- α -сплавам (Ti6242Si, IMI834), выполненных зарубежными двигателестроительными компаниями Honeywell, Rolls Royce plc, General Electric AE, SNECMA Moteurs совместно с ведущими университетами и лабораториями мира, показывают, что, по крайней мере, сопротивление ползучести можно повысить снижением таких примесей как Fe, Ni и Cr. Также, как показывает и мировой, так и собственный опыт ВСМПО – комплекс механических свойств можно существенно изменять в ту или в иную сторону варьированием легирующих элементов в пределах марки сплава.

Цель и задачи.

Целью данной работы является уточнение режима термической обработки полуфабрикатов и оптимизация химического состава сплава VT18y для обеспечения более высокого комплекса механических свойств при комнатной и повышенной температурах по сравнению с существующими на сегодняшний день.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить **следующие задачи**:

1. Разработать интегральные характеристики механических свойств — комплексы механических свойств (КМС).
2. По результатам испытаний механических свойств на серийной продукции провести статистическое исследование влияния химических эквивалентов (факторов) на комплекс механических свойств (откликов) и выявить статистически значимые зависимости между факторами и откликами.
3. Уточнение режима термической обработки образцов для испытания механических свойств штамповок дисков из сплавов типа VT18y.
4. Исследовать влияние химических эквивалентов на механические свойства и КМС дисков из сплава VT18y и оптимизировать химический состав для получения более высокого уровня свойств по сравнению с сегодняшними.
5. Исследовать влияние примесей Fe, Ni и Cr на механические свойства прутков из сплава VT18y.
6. Исследовать влияние микролегирования гадолинием на служебные и механические свойства сплавов типа VT18y.

Научная новизна.

1. Впервые предложены численные *комплексы механических механических свойств*: низкотемпературный (для свойств при комнатной температуре), высокотемпературный (600 °C) и полный комплексы, которые являются средними арифметическими отношений фактически измеренных значений свойств к требуемым.
2. Впервые, для сплава VT18y, расчётное временное сопротивление разрыву при комнатной температуре и при 600 °C и полное удлинение при ползучести (при 600 °C) аппроксимирована зависимостью от химических эквивалентов теории Юм-Рóзери и эквивалента по кислороду.

3. Проведена оптимизация химического состава сплава на основе ограничений по химическим эквивалентам и связи их с комплексами механических свойств.

4. Впервые, для сплава BT18y, доказано улучшение жаропрочных свойств (общая пластическая деформация при ползучести и длительная прочность) и вязкостных характеристик КСУ и КСТ при увеличении величины химического эквивалента Si/[Fe], где [Fe] — эквивалент по железу.

5. Выполнено исследование влияния микролегирования сплава BT18y гадолинием (0,4 мас. %) на структуру и механические свойства прутков. Показано, что при микролегировании размер β -зерна уменьшается; возрастают и прочностные и пластические характеристики при комнатной температуре; существенно увеличиваются пластические характеристики при 600 °С; однако ударная вязкость КСТ уменьшается и несколько снижается длительная прочность.

Теоретическая значимость.

1. Предложены научные подходы к анализу формирования структуры и свойств жаропрочных титановых сплавов с использованием новых критериев оценки комплексов свойств на примере сплава BT18y.

2. Показаны закономерности влияния легирования на механические свойства сплава BT18y. Установлена взаимосвязь химического состава сплава через химические эквиваленты, включая отношения Zr/Si и Si/[Fe + Cr + 6Ni] с формирующимся комплексом служебных свойств.

Практическая значимость.

1. Предложен *химический состав* BT18y в рамках марки сплава и *режим термической обработки*, позволяющие получать более высокий комплекс механическим свойств по сравнению с существующим на сегодняшний день.

2. Показано отрицательное влияние примесей Fe, Ni и Cr на ползучесть, длительную прочность и вязкость разрушения.

3. Показано, что введение гадолиния в сплав BT18y приводит к обеднению матрицы кислородом и оловом, что в свою очередь приводит к снижению прочности основы и её жаростойких свойств. Поэтому, несмотря на рост некоторых механических свойств, микролегирование гадолинием в количестве 0,4 мас. % нецелесообразно.

Методология и методы исследования.

Методологической основой исследования послужили работы ведущих зарубежных и российских учёных в области жаропрочных титановых сплавов, отраслевые стандарты РФ и спецификации зарубежных компаний. Для достижения поставленной цели в диссертационной работе были использованы следующие методы исследования: статистический анализ, растровая электронная микроскопия, инструментальные методы измерения механических свойств, инструментальные методы определения химического состава.

Положения, выносимые на защиту.

1. Влияние легирования основными элементами и микролегирования гадолинием на выделение интерметаллидных фаз в сплаве ВТ18у.
2. Зависимость комплексов механических свойств от химических эквивалентов и процедура оптимизации химического состава сплава ВТ18у.
3. Роль примесей Fe, Ni и Cr в формировании механических свойств прутков из сплава ВТ18у.
4. Результаты исследований влияния легирования гадолинием на жаростойкость сплавов ВТ9 и ВТ18у при температурах 600...800 °С.

Степень достоверности результатов подтверждается использованием современного сертифицированного оборудования, аттестованного по международным стандартам; применением комплекса взаимодополняющих современных методов экспериментального и статистического исследования.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались на конференциях:

1. Proceedings of AeroMat Conference & Exposition. May 7–10, 2018. Gaylord Palms Resort & Convention Center, Orlando FL.
2. Всероссийская научно-техническая конференция «Современные достижения в области создания перспективных легких сплавов и покрытий для авиационной и космической техники». 10.04.2021, г. Москва. ФГУП «ВИАМ».

Публикации. Результаты диссертации отражены в 6 публикациях в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ; защищены патентом РФ на изобретение.

Личный вклад. Диссертация является законченной научной работой, в которой обобщены результаты исследований, полученные лично автором и в соавторстве. Основная роль автора – в самостоятельно выполненном анализе состояния вопроса по теме диссертации, формулировании цели и задач работы, проведении экспериментальных исследований, анализе и обобщении полученных данных, формировании выводов, полученных в результате выполнения работы. Обсуждение и интерпретация полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Автор лично участвовал и руководил всеми этапами изготовления полуфабрикатов, испытаний механических свойств, лабораторных исследований и реализации численных методов на ЭВМ. Основные положения и выводы диссертационной работы сформулированы автором.

Структура и объём диссертации. Диссертация изложена на 113 страницах, содержит 32 таблицы, 62 рисунка, 43 формулы. Работа состоит из введения, 5 глав, общих выводов, списка литературы из 142 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обосновывается актуальность исследований, проводимых в рамках данной диссертационной работы, сформулированы общие цели и направления работы.

В **первой главе** представлен аналитический обзор научной литературы по исследуемой проблеме. Дается общая классификация титановых сплавов, обсуждаются современные российские и зарубежные жаропрочные сплавы на основе титана. Проанализированы принципы легирования и фазовый состав псевдо- α -сплавов. Обобщены данные о механизмах ползучести в псевдо- α -сплавах и влияние быстрых диффузоров (Fe, Ni) и Cr на парциальную диффузию титана и сопротивление ползучести. Дан обзор фундаментальных исследований влияния легирования титановых сплавов редкоземельными элементами (РЗМ). Проведен обзор работ по жаростойкости титановых сплавов. Сформулирована цель работы и поставлены конкретные задачи исследования.

Во **второй главе** представлено описание исследуемых материалов, схем термических обработок и методик исследований. Материалом исследования служили титановые сплавы ВТ18у экспериментальных составов. Весь материал был изготовлен из слитков массой 20 кг и диаметром 190 мм, выплавленных методом двойного вакуумно-дугового переплава с расходуемым электродом без режима выведения усадочной раковины. Для исследований из слитков были изготовлены полуфабрикаты: штамповки дисков и катаные прутки.

В первой и второй частях третьей главы исследовались диски, химический состав которых представлен в Таблицах 1 и 2. Деформацию дисков сплавов **1-10** осуществляли при температурах β -области с последующим охлаждением на воздухе. Схема вырезки образцов для проведения механических испытаний показана на Рисунке 1.

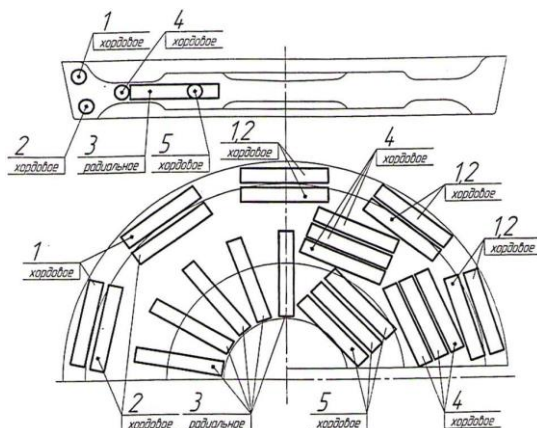


Рис. 1 — Схема вырезки образцов для механических испытаний из диска.

Сплавы для первой части третьей главы были термически обработаны по режимам (варьировалась и первая, и вторая ступени): первая ступень: 900 °С, 940 °С, 1100 °С; вторая ступень: 500...750 °С с шагом 50 °С. Для второй части третьей главы перед испытанием механических свойств образцы были термически обработаны по нескольким экспериментальным режимам термической обработки, которые представлены в Таблице 3. Для анализа влияния химического состава на механические свойства значения механических свойств были взяты как среднее по зонам 1, 2 и 5, где скорость охлаждения после охлаждения минимальна (см. Рисунок 1).

Таблица 1 — Химический состав (мас. %) опытных сплавов дисков второй части главы 3. Основа – титан.

№	Al	Zr	Sn	Nb	Mo	Si	O
1	6,61	4,30	2,89	1,36	0,86	0,17	0,158
2	6,57	4,39	2,78	1,29	0,83	0,19	0,156
3	6,96	4,30	2,80	1,32	0,81	0,21	0,156
4	6,78	4,31	2,78	1,32	0,83	0,22	0,158
5	7,26	4,58	2,85	1,29	0,87	0,12	0,116
6	6,91	4,69	2,78	1,14	0,71	0,17	0,134
7	6,74	4,22	3,83	1,26	0,84	0,19	0,111
8	7,17	5,14	3,11	1,27	0,87	0,26	0,140

Таблица 2 — Химический состав (мас. %) сплавов дисков для первой части главы 3. Основа – титан.

№	Al	Zr	Sn	Nb	Mo	Si
9	6,62	4,02	2,84	1,19	0,67	0,19
10	6,87	4,81	3,25	1,19	0,86	0,28

Таблица 3 — Режимы термической обработки дисков.

Режим	Первая ступень (отжиг)	Вторая ступень (старение)
1	900 °С (T _{мн} -120°С), 1 час, воздух	620 °С, 4 часа, воздух
2	900 °С (T _{мн} -120°С), 1 час, воздух	
3	940 °С (T _{мн} -80°С), 1 час, воздух	620 °С, 4 часа, воздух
4, Рек.	940 °С (T _{мн} -80°С), 1 час, воздух	

В четвёртой главе исследовались прутки составов, представленных в Таблице 4. Прутки были прокатаны в (α+β)-области и термически обработаны по режиму, представленному в Таблице 5. Деформацию слитков проводили по стандартной технологии, которая включала в себя комбинацию β-деформации до заготовок диаметром 50 мм и прокатку в (α+β)-области до прутков диаметром 22 мм.

В пятой главе исследовали прутки из сплавов с дополнительным микролегированием гадолинием. Химический состав сплавов представлен в Таблице 6.

В качестве одной из методик исследования использовался корреляционный статистический анализ для выявления факторов (химических элементов и их эквивалентов) влияющих на отклики — серийно испытываемые механические свойства продукции из сплава ВТ18у (катаные прутки и штамповки дисков). Для анализа совокупности механических свойств впервые введены численные параметры, характеризующие «комплексы механических свойств» (*сокр.* КМС).

Таблица 4 — Целевые химические составы (ХС-1, ХС-2 и ХС-3) сплавов и средние химические составы опытных прутков. Глава 4. Основа – титан.

№	Al	Zr	Sn	Nb	Mo	Si	Fe	Ni	Cr	[Fe]	Si/[Fe]
ХС-1	7,0	3,5	2,6	1,1	0,7	0,13					
11	7,05	3,72	2,51	1,16	0,70	0,10	0,029	0,008	0,007	0,084	1,19
12	6,84	3,73	2,71	1,16	0,70	0,12	0,021	0,002	0,001	0,034	3,53
ХС-2	6,5	4,2	2,5	0,8	0,7	0,16					
13	6,83	4,28	2,56	0,96	0,70	0,15	0,035	0,018	0,013	0,156	0,96
14	6,38	4,41	2,58	0,84	0,71	0,14	0,021	0,001	0,001	0,028	5,00
ХС-3	7,0	4,0	2,6	1,1	0,7	0,16					
15	6,82	4,42	2,53	1,02	0,70	0,15	0,028	0,015	0,010	0,128	1,17
16	7,01	4,32	2,61	1,16	0,71	0,16	0,026	0,003	0,002	0,046	3,48

Таблица 5 — Режим термической обработки прутков главы 4.

Первая ступень	Вторая ступень (отжиг)	Третья ступень (старение)
T _{тп} +40 °С, 1 час, воздух	T _{тп} -80 °С, 1 час, воздух	620 °С, 4 часа, воздух

Таблица 6 — Химический состав (мас. %) исследуемых сплавов для главы 5. Основа – титан.

№	Сплав	Al	Mo	Zr	Sn	Nb	Si	Gd
17	ВТ9	6,75	3,62	1,56	–	–	0,29	–
18	ВТ9 + Gd	6,78	3,64	1,67	–	–	0,30	0,4
19	ВТ18у	6,52	0,72	4,17	2,43	0,92	0,13	–
20	ВТ18у + Gd	6,59	0,72	4,14	2,54	0,96	0,13	0,4

В диссертационной работе используются три типа КМС (средние арифметические отношения фактических значений свойств к минимально требуемым): *низкотемпературный* L, характеризующий комплекс свойств при комнатной температуре; *высокотемпературный* H, характеризующий комплекс свойств при 600 °С и *полный* F — среднее арифметическое первых двух. Для серийной продукции:

$$L_{\text{сер}} = \frac{1}{3} \cdot \left(\frac{\sigma_{\text{в}}^{20}}{910 \text{ МПа}} + \frac{\psi^{20}}{15 \%} + \frac{\text{КСУ}}{23 \text{ Дж/см}^2} \right), \quad (1)$$

$$H_{\text{сер}} = \frac{1}{3} \cdot \left(\frac{\sigma_{\text{в}}^{600}}{560 \text{ МПа}} + \frac{\delta^{600}}{10 \%} + \frac{\psi^{600}}{25 \%} \right), \quad (2)$$

$$F_{\text{сер}} = \frac{L + H}{2}, \quad (3)$$

В знаменателях стоят значения требуемых стандартом соответствующих свойств (прочность в МПа, КСУ в Дж/см², пластические характеристики в %). Слагаемые в выражениях для КМС выбирались с помощью корреляционного анализа, который позволяет снизить размерность, исключив линейно связанные величины. Предел текучести не входит в выражения для КМС в силу того, что ОСТ не требует проводить серийные испытания с тензометрическим датчиком. **Наиболее значимая корреляция** механических свойств и КМС была обнаружена для параметра Δ — среднеквадратичного относительного отклонения атомных радиусов элементов сплава от «среднего радиуса» (суммирование ведётся по всем элементам сплава):

$$\Delta = 100 \times \sqrt{\sum_i x_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2}, \quad (4)$$

где «средний радиус сплава» \bar{r} вычисляется как среднее атомное взвешенное атомных радиусов r_i (здесь x_i — атомные доли содержания каждого элемента в сплаве)

$$\bar{r} = \sum_i x_i r_i. \quad (5)$$

Также значительные корреляции найдены между свойствами и $[Al]_{np}$ (что вполне закономерно) и отношением $[Si]_d = Zr/Si$.

Третья глава посвящена исследованию влияния некоторых технологических факторов на *комплексы механических свойств* и структуру сплавов типа ВТ18у. Целью исследований данной главы являлось: *уточнить* режим термической обработки и *определить* химический состав, которые обеспечивали бы одновременное повышение значений отдельных механических свойств $\sigma_{0,2}$, σ_B , δ , ψ , при испытаниях при комнатной и повышенной температурах, КСУ, КСТ, длительной прочности τ_{295}^{600} , сопротивления ползучести σ_{100}^{600} и КМС по сравнению с уровнем механических свойств для наиболее часто используемого состава и режима термической обработки.

В первой части третьей главы исследовано влияние варьирования легирующих элементов в пределах марки сплава на процессы выделения третьих фаз двух разных химических составов **9** и **10**, которые приведены в Таблице 2.

В результате термической обработки при 900 °С происходит формирование структуры корзиночного плетения (Рисунок 2а). Отжиг при температуре 940 °С способствует протеканию процесса глобуляризации (Рисунок 2б). По сечению полуфабриката отмечается утолщение пластин в α -колониях, при этом в отдельных областях встречаются и близкие к глобулярным α -частицы. После обработки в β -области (при 1100 °С) происходит формирование игольчатой структуры (Рисунок 2в).

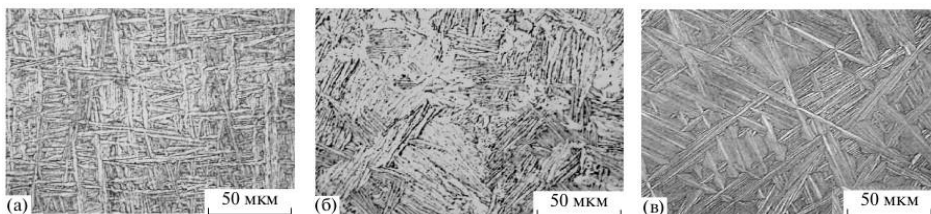


Рис. 2 — Микроструктура сплава **9** после нагрева на 900 °С (а), 940 °С (б), 1100 °С (в), выдержки 1 час и последующего охлаждения на воздухе.

В результате электронно-микроскопического исследования в структуре было обнаружено присутствие дислокационных сеток, свидетельствующих о протекании в сплаве процессов полигонизации (Рисунок 3). Такие дислокационные скопления характерны для сплавов, в которых имеются частицы α_2 -фазы. На электронограммах присутствуют достаточно интенсивные рефлексы от α_2 -фазы.

В отдельных областях на межфазных α/β -границах обнаружены глобулярные частицы размером $\approx 0,13$ мкм (Рисунок 3в), микродифракционный анализ которых (Рисунок 3г) позволил отнести их к S_2 -силицидам $(Ti,Zr)_6Si_3$. Такие частицы преимущественно наблюдали после обработки при 900 °С. При температуре термической обработки 940 °С их было крайне мало, а после нагрева на 1100 °С их не обнаружили.

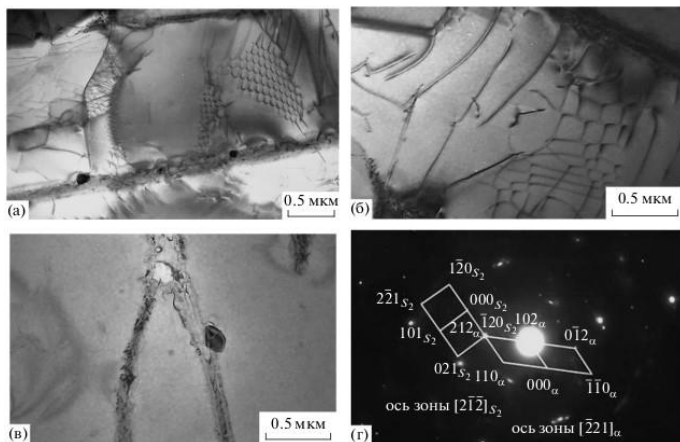


Рис. 3 — Светлополюсные изображения микроструктуры сплава **9** после обработки при 900 °С (а, в); 940 °С (б); электронограмма с «в» (г).

Исследование сплава **10** с большим содержанием алюминия (6,87 мас. %), кремния (0,28 мас. %) и циркония (4,81 мас. %) показало, что после обработки 940 °С (1 час; охлаждение на воздухе) и 600 °С (25 часов; охлаждение на воздухе) процессы распада протекают более интенсивно, способствуя формированию более

высокого комплекса прочностных свойств при удовлетворительных характеристиках пластичности и вязкости.

Показано, что распад метастабильных фаз в исследованных сплавах идёт с образованием частиц интерметаллидных фаз: на межфазной α/β -границе раздела при температуре выше 600 °C наблюдается зарождение и последующий рост со стороны β -фазы силицидов S_1 (см. Рисунок 4); повышение температуры старения активизирует их рост, а также (частично) трансформацию некоторой доли из них в силициды типа S_2 и S_3 за счет обогащения их кристаллической решетки атомами циркония. В пластинах α -фазы происходит выделение дисперсных частиц α_2 -фазы.

Повышение концентрации легирующих элементов в пределах марки сплава (Al, Zr, Sn и Si) активизирует выделение большей объёмной доли интерметаллидных частиц при старении, приводя к более значительному эффекту дисперсионного твердения сплава, способствуя формированию более высокого комплекса прочностных характеристик. В сплаве с меньшим содержанием легирующих элементов при высоких температурах старения уменьшается объёмная доля α_2 -фазы вследствие активного образования силицидных частиц и обеднения твердого раствора по алюминию, что затрудняет процесс образования α_2 -фазы.

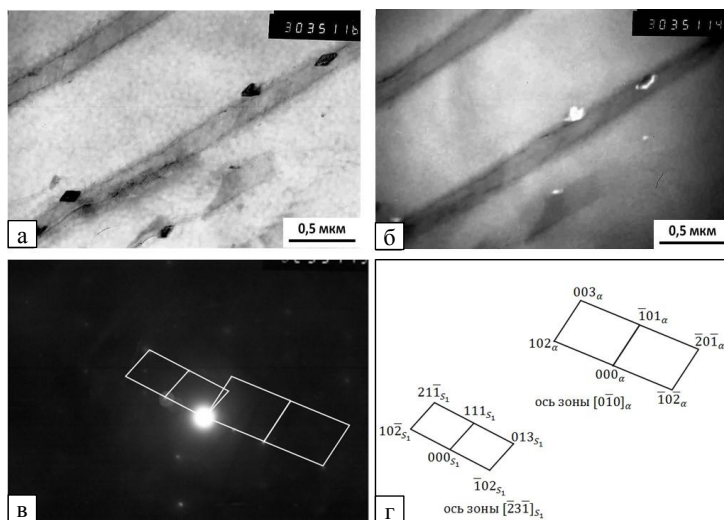


Рис. 4 — Структура исследуемого сплава, предварительно подвергнутого нагреву при 940 °C, после старения при 600 °C в течение 4 часов. а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение. в – электронограмма к «б»; г – расшифровка электронограммы.

Алюминиды титана (частицы α_2 -фазы) образуются при температурах до 500 °C по гомогенному механизму; температуры нагрева \approx 600 °C приводят к

смешанному механизму образования частиц α_2 -фазы, а свыше $700\text{ }^\circ\text{C}$ — к гетерогенному зарождению и росту указанных частиц. Причем их зарождение и рост осуществляются *независимо* от частиц силицидов в α -матрице.

Обнаружено, что повышение температуры нагрева при ВТО сплава в $(\alpha+\beta)$ -области (от 900 до $940\text{ }^\circ\text{C}$) активизирует процессы распада метастабильных фаз при последующем старении и оказывается более благоприятной для рекомендации ее в качестве *температуры первой ступени обработки сплава* (см. Рисунок 5). Таким образом, была выбрана температура первой ступени обработки дисков — $940\text{ }^\circ\text{C}$.

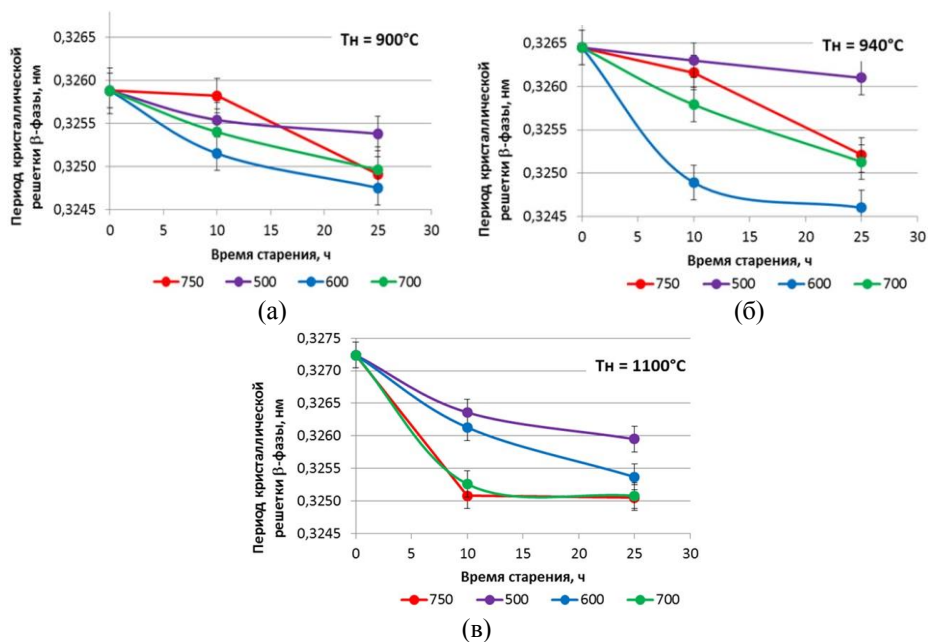


Рис. 5 — Изменение периодов кристаллических решёток β -фазы после отжига при $900\text{ }^\circ\text{C}$ (а), $940\text{ }^\circ\text{C}$ (б) и $1100\text{ }^\circ\text{C}$ (в) с охлаждением на воздухе.

Сам механизм образования упрочняющих механических фаз и их последующий распад при старении ничего не говорит о будущих значениях КМС. Так как рабочая температура сплава ВТ18у кратковременно может достигать $600\text{ }^\circ\text{C}$, то выбор второй ступени следует вести от температуры выше $600\text{ }^\circ\text{C}$ — для исследования была выбрана температура $620\text{ }^\circ\text{C}$. Далее было проведено исследование влияния термической обработки на механические свойства сплавов (см. Таблицу 1). Перед испытанием механических свойств образцы были обработаны по нескольким режимам термической обработки, которые представлены в Таблице 3. Варьировались первая ступень и вторая ступень. Для определения (по всем 8-ми сплавам) «независимого от химического состава»

отличия режимов термообработки (условно) $ТО_i$ от $ТО_j$ был введен безразмерный показатель – сумма отношений разности значений каждого испытанного механического свойства P при $ТО_i$ и $ТО_j$ к их целевому значению

$$\Delta P_{i,j} = \left(\frac{1}{8} \cdot \sum_{\text{сплавы}=1}^8 \frac{P_i - P_j}{P_{\text{цель}}} \right) \times 100\%, \quad (6)$$

где индексы «i» и «j» обозначают режимы термообработки $ТО_i$ и $ТО_j$, соответственно. Величина $\Delta P_{i,j}$ показывает насколько механическое свойство P_i для $ТО_i$ отличается такового для $ТО_j$. Так, если $\Delta P_{i,j} > 0$, то для данного свойства P_j режим $ТО_i$ «лучше» $ТО_j$. Чем больше отклонение в положительную или отрицательную сторону от нуля, тем существеннее разница между двумя режимами термообработки для данного свойства P . Проведёнными испытаниями механических свойств и расчётами по формуле (6) показано, что режим термической обработки, указанный в Таблице 3 как **Рек.**, по всем характеристикам превосходит другие испробованные режимы, так как для него **все** значения $\Delta P_{i,j}$ *одного знака* и существенно отличаются по модулю от таковых для других режимов термообработки. Таким образом, для достижения высокого уровня прочностных, пластических и жаропрочных свойств рекомендуется режим термической обработки, обозначенный в Таблице 3 как **Рек.** В Таблице 7 в качестве примера показаны знаки величины $P_{i,j}$ для $\mathcal{P} = \sigma_B^{20}$; для рекомендованного режима (№4) они выделены **красным** цветом. Для остальных исследуемых свойств имеют место аналогичные результаты.

Таблица 7 — Таблица $P_{i,j}$ для свойства $\mathcal{P} = \sigma_B^{20}$.

j, i	ТО-1	ТО-2	ТО-3	ТО-4
ТО-1	0	+	-	+
ТО-2		0	-	+
ТО-3			0	+
ТО-4				0

Во второй части третьей главы на основании ограничений по химическим эквивалентам (ХЭ) и комплексам механических свойств КМС с помощью процедуры оптимизации был определён химический состав сплава ВТ18у, позволяющий получать продукцию с повышенными значениями как КМС, так и отдельных механических свойств. Для анализа были введены *расширенные* по сравнению с серийными КМС (средние арифметические отношения фактических значений свойств к целевым):

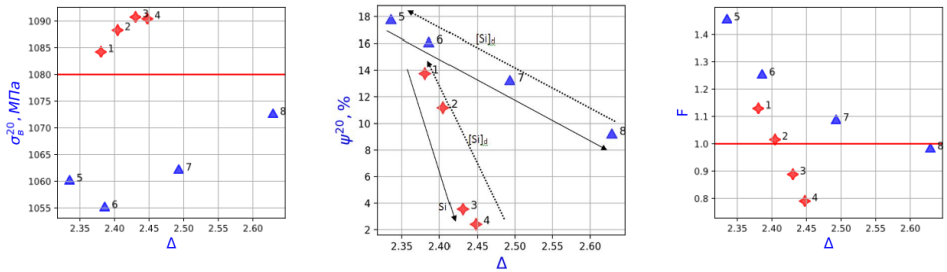
$$L = \frac{1}{4} \cdot \left(\frac{\sigma_B^{20}}{1000 \text{ МПа}} + \frac{\psi^{20}}{15 \%} + \frac{КCU}{30 \text{ Дж/см}^2} + \frac{КСТ}{10 \text{ Дж/см}^2} \right), \quad (7)$$

$$H = \frac{1}{4} \cdot \left(\frac{\sigma_B^{600}}{600 \text{ МПа}} + \frac{\delta^{600}}{10 \%} + \frac{\psi^{600}}{25 \%} + \frac{0,2 \%}{\delta_{100}^{600}} \right), \quad (8)$$

$$F = \frac{L + H}{2}, \quad (9)$$

где δ_{100}^{600} – общее пластическое удлинение при ползучести за 100 часов (при напряжении 12 кгс/мм² (118 МПа) и температуре 600 °С).

Все восемь исследуемых сплавов были разделены на две группы (см. Рисунок ба): 1) с высоким содержанием кислорода и поэтому с повышенной прочностью (сплавы 1, 2, 3, 4, выделенные **красным** цветом) и 2) с пониженным содержанием кислорода (5, 6, 7, 8, выделенные **синим** цветом). Как указывалось выше, была обнаружена значительная зависимость механических свойств и КМС от параметра Δ . На Рисунке 6 показаны примеры зависимостей ψ^{20} и F.



(а) Зависимость ψ^{20} — Δ

(б) Зависимость ψ^{20} — Δ

(в) Зависимость F — Δ

Рис. 6 — Зависимости ψ^{20} и F от параметра Δ .

На Рисунке 6б стрелками показана одна особенность, характерная для зависимостей всех механических свойств от Δ : при движении слева направо для каждой из групп последовательно увеличивается содержание Si, но снижается значение отношения $[Si]_d$.

Как видно из Рисунка 6в «наилучшими» составами являются 5 и 6. Для понимания взаимосвязи ХЭ и КМС все сплавы были расположены на плоскостях различных ХЭ и КМС. Для оптимизации химического состава использовались *ограничения* как по отдельным химическим элементам, так и по химическим эквивалентам. Примеры *ограничений* показаны на Рисунке 7. Чтобы избежать длительной процедуры перебора различных вариантов изменения химического состава вручную и/или с помощью интуитивных догадок, была составлена компьютерная программа оптимизации. Для решения поставленной задачи использовалась многокритериальная оптимизация (*англ.* Multi-objective optimization), то есть процесс одновременной оптимизации двух или более конфликтующих целевых функций в заданной области определения с несколькими критериями. Программа была реализована на языке **Python**.

В результате оптимизации был получен следующий состав:

	Al	Zr	Sn	Nb	Mo	Si	O
Рек.	7,0	3,5	2,6	1,1	0,7	0,13	0,105

Этот состав был рекомендован к последующему исследованию.

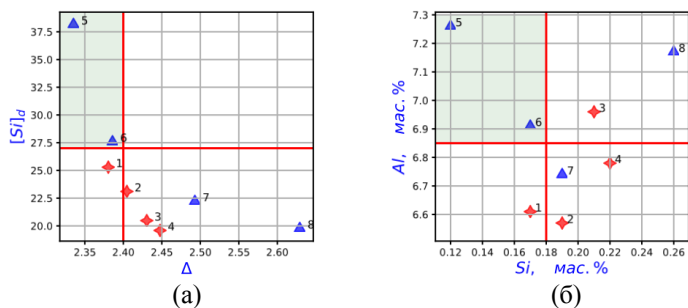


Рис. 7 — Положение сплавов в плоскостях разных ХЭ.

В **четвертой главе** исследовали влияние эвтектоиднообразующих элементов: быстрых диффузоров (Fe и Ni) и Cr. Исследования проводили на прутках диаметром 22 мм сплава ВТ18у плавок как с пониженным содержанием этих элементов, так и с серийным их содержанием. Были взяты три различных целевых химических состава, условно обозначенные ХС-1, ХС-2 и ХС-3, химический состав которых приведён в Таблице 4. Состав ХС-1 определили в главе 3 (рекомендованный состав). Второй состав (ХС-2) так же был получен оптимизацией химического состава, но в отличие от ХС-1 имеет бóльшие отклонения от наиболее используемого в настоящее время состава ХС-3.

Сплавы **11, 13 и 15** выплавлялись с использованием серийных титановой губки и лигатур. Сплавы **12, 14 и 16** выплавлялись с использованием специальных шихтовых материалов, содержащих пониженное количество Fe, Ni и Cr. Для обеспечения в слитках пониженного содержания этих элементов использовалась титановая губка марок ТГ-ЭК, полученная на АВИСМА по специальной технологии с использованием биметаллической реторты и отбором губки из центральной части крицы. Также использовали лигатуры производства АО «Уралредмет» с пониженным содержанием этих элементов.

В Таблице 8 приведены отношения соответствующих механических свойств с пониженным содержанием примесей к свойствам с их серийным содержанием. Наблюдаются общие тенденции: условный предел текучести и временное сопротивление разрыву как при комнатной температуре, так и при 600 °С практически не меняются. Это же относится и к пластическим характеристикам. Исключение составляет относительное удлинение δ^{600} , величина которого возрастает в полтора раза. Ударная вязкость увеличивается для всех трёх композиций в 1,3...2,0 раза. Наиболее существенный рост ударной вязкости

наблюдается для целевого состава ХС-1, который был получен в главе 3 методом оптимизации (см. Рисунок 8).

Таблица 8 — Отношение свойств сплавов с пониженным содержанием примесей к таковым с серийным содержанием. Приведены результаты для испытания на растяжение при комнатной температуре и температуре 600 °С; результаты для испытания на ударную вязкость. Красным цветом выделены значимые изменения.

Сплав	$\sigma_{0,2}^{20}$	$\sigma_{\text{в}}^{20}$	δ^{20}	ψ^{20}	$\sigma_{0,2}^{600}$	$\sigma_{\text{в}}^{600}$	δ^{600}	ψ^{600}	KCU	KCT	τ_{295}^{600}	$1/\delta_{100}^{600}$
ХС-1	0,99	1,02	1,11	1,01	0,99	1,03	0,80	1,02	1,93	1,96	2,33	1,70
ХС-2	1,01	1,02	0,96	0,88	0,99	1,06	0,80	0,79	1,27	1,45	2,02	1,31
ХС-3	1,01	1,03	0,77	0,97	0,97	1,05	1,54	0,97	1,57	1,44	2,44	2,00

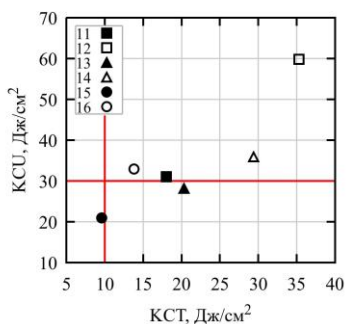


Рис. 8 — Характеристики ударной вязкости сплавов.

Для оценки комплексного влияния Fe, Ni и Cr на ползучесть и длительную прочность использовали отношение содержания кремния к эквиваленту по железу (стандарт на жаропрочный титановый сплав одной из двигателестроительных компаний):

$$[\text{Fe}] = \text{Fe} + \text{Cr} + 6 \times \text{Ni}. \quad (10)$$

В Таблице 4 приведены значения $[\text{Fe}]$ и $\text{Si}/[\text{Fe}]$. На Рисунке 9 показана зависимость длительной прочности и общей деформации при ползучести от отношения $\text{Si}/[\text{Fe}]$. Как можно видеть, при выполнении условия $\text{Si}/[\text{Fe}] > 3$ имеет место значительное улучшение характеристик ползучести. Снижение содержания примесей железа, никеля и хрома в сплаве также приводит к повышению КМС. Так, на Рисунке 10 показано положение сплавов на плоскости комплексов L–H и зависимость полного комплекса механических свойств F от эквивалента по железу $[\text{Fe}]$.

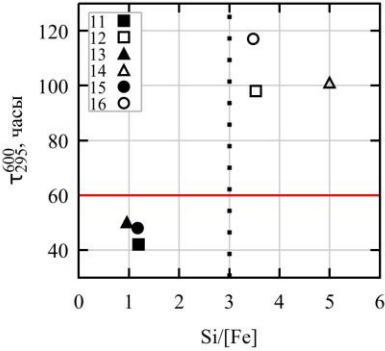
По главе 4 можно сделать следующие выводы:

1. Установлено, что для сплава ВТ18у содержание примесей Fe, Ni и Cr оказывает значительное влияние на характеристики ползучести. Так, при значениях $\text{Si}/[\text{Fe} + \text{Cr} + 6\text{Ni}] > 3$ наблюдается уменьшение общей пластической

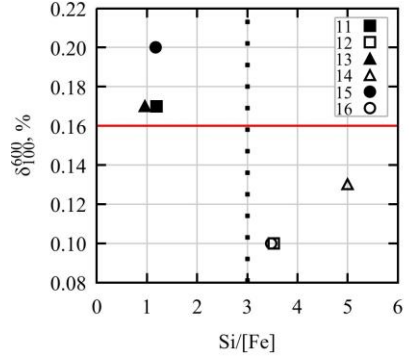
деформации при ползучести в 1,3...2,0 раза и увеличение длительной прочности в 2,0...2,3 раза для трёх разных композиций сплава.

2. Обнаружено, что при $Si/[Fe + Cr + 6Ni] > 3$ увеличиваются характеристики ударной вязкости КСТ и КСУ.

3. Снижение содержания указанных примесей приводит к росту всех КМС: L, H и F.

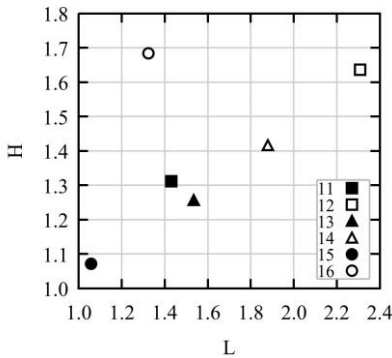


(а) Длительная прочность τ_{295}^{600}

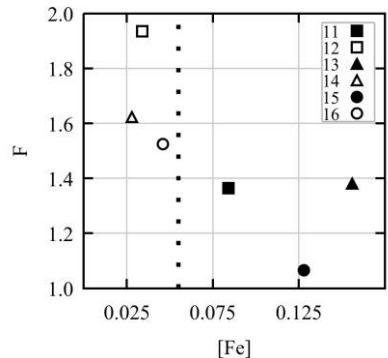


(б) Ползучесть δ_{100}^{600}

Рис. 9 — Зависимость характеристик ползучести от химического эквивалента Si/[Fe].



(а) L–H



(б) F–[Fe]

Рис. 10 — Положение сплавов на плоскости L–H и зависимость F от эквивалента по железу [Fe].

Таким образом, по совокупности результатов (по всем механическим свойствам и КМС) **композицию ХС-1**, рекомендованную в Главе 3 для дальнейшего исследования, следует **рекомендовать к промышленному внедрению** с ограничениями по примесям Fe, Ni, Cr.

В пятой главе изучалось влияние добавки РЗМ (0,4 мас. % гадолия) на формирование структуры, фазового состава, комплекса механических свойств и кинетику окисления сплавов на основе систем Ti-Al-Mo-Zr-Sn-Nb-Si (сплав типа VT18y) и в качестве пробного сплава, не содержащего олова, Ti-Al-Mo-Zr-Si (сплав типа VT9). Для сплавов VT18y и VT18y+Gd также исследовались механические свойства. Химический состав сплавов представлен в Таблице 6.

В первой части пятой главы проведено изучение структуры, фазового и локального химического состава полуфабрикатов (слитков, ковальной заготовки и катаных прутков) из сплавов VT9 (сплав 17) и VT18y (сплав 19) и этих же сплавов дополнительно микролегированных гадолинием 0,4 мас. % (сплавы 18 и 20, соответственно). На прутках из сплавов VT18y и VT18y+Gd испытывались механические свойства.

В сплаве VT18y с гадолинием были обнаружены частицы сложного строения, преимущественно расположенные по межфазным α/β -границам раздела в теле зёрен. Для исследования частиц был применён метод *ионной микроскопии* с возможностью воздействовать на поверхность материалов ионным пучком непосредственно в колонне микроскопа. Было обнаружено, что если в сплаве присутствует олово (VT18y+Gd), то формирующиеся частицы имеют сложное строение. Оксидная фаза Gd_2O_3 формируется на первоначально образовавшихся интерметаллидах Gd_5Sn_3 (см. Рисунок 11 и Таблицу 9). В тоже время в сплаве без олова (VT9+Gd) оксид гадолия выделяется по межзёрненным границам. Для обоих сплавов гадолия в основном металле обнаружено не было.

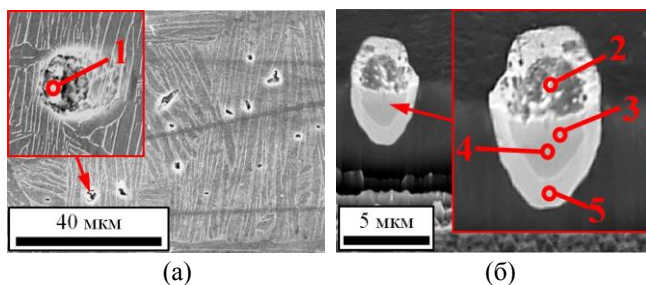


Рис. 11 — Структура частицы в сплаве VT18y+0,4 % Gd в литом состоянии. (а) микроструктура сплава VT18y+Gd в литом состоянии; (б) спектр 3 частицы снят с поверхности шлифа.

Была предпринята попытка растворить интерметаллидные частицы в сплаве VT18y+Gd. На основании равновесной диаграммы состояния Gd-Sn интерметаллид Gd_5Sn_3 обладает максимальной температурой плавления из всех известных промежуточных фаз, равной 1243 °С. В связи с этим для прутков был проведен отжиг при температуре 1250 °С в течение 1 часа. Исследования показали, что после данной обработки частицы сохраняются.

Таблица 9 — Химический состав локальных областей сплава ВТ18у, приведенных на Рисунке 11 в литом состоянии, мас. %.

Спектры	Ti	O	Al	Zr	Mo	Nb	Sn	Gd
Осн. мет.	84,18		10,72	2,72	0,55	0,69	1,04	0,10
(250×150 мкм)								
1	26,00	68,98					1,74	3,28
2	20,02	70,69					3,51	5,78
3	29,00	12,95	4,18	1,34	0,10		18,89	33,54
4	25,52	18,15	3,36	1,79	0,19		18,91	32,08
5	32,12	35,42	3,66	1,45			1,16	26,19

Микроструктуру и механические свойства изучались на прутках диаметром 22 мм плавок **17** (ВТ18у) и **18** (ВТ18у+0,4Gd). Заготовки для изготовления образцов для испытания механических свойств подвергались трехступенчатой термической обработке, по режиму из главы 4 ($T_{\text{нп}}+40\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 час, воздух; $T_{\text{нп}}-80\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 час, воздух; $620\text{ }^{\circ}\text{C}$, 4 часа, воздух). Микроструктура изучалась на головках образцов после испытания на растяжение при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Было проведено измерение среднего размера исходного β -зерна (методом секущих). На Рисунке 12 приведены фотографии микроструктуры прутков плавок без Gd и с микролегированием Gd. Установлено, что добавка гадолиния 0,4 мас. % уменьшает средний размер исходного β -зерна в 9 раз (в среднем от 0,9 мм до 0,1 мм).

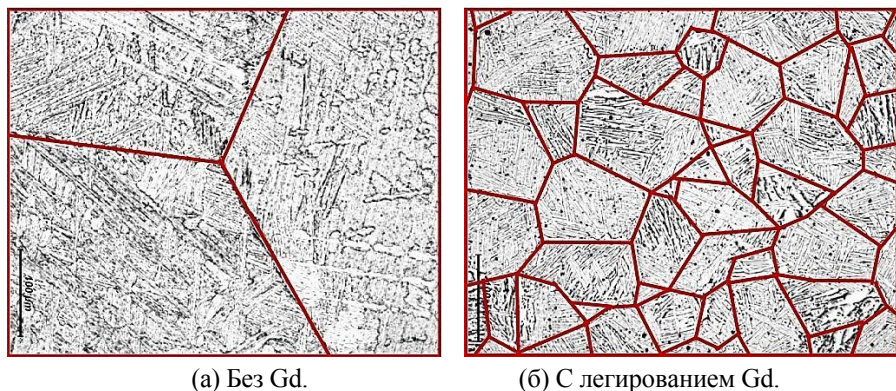


Рис. 12 — Микроструктура сплавов ВТ18у без и с гадолинием (0,4 мас. %).

Результаты испытаний механических свойств приведены в Таблице 10. **Красным** и **синим** цветом выделены свойства, на которые существенно повлияло микролегирование гадолинием. Как видно, существенно увеличиваются пластические характеристики при комнатной и повышенной температурах; несколько возрастает предел текучести при комнатной температуре. Такое поведение объясняется измельчением β -зерна и обеднением твёрдого раствора по кислороду и олову. В два раза снижается ударная вязкость, что объясняется наличием частиц с гадолинием, которые являются концентраторами напряжений.

Таблица 10 — Механические свойства прутков диаметром 22 мм сплавов после обработки по режиму Тпп+40 °С, 1 час, воздух; Тпп-80 °С, 1час, воздух; 620 °С, 4 часа, воздух.

№	$\sigma_{0,2}^{20}$ МПа	σ_B^{20} МПа	δ^{20} %	ψ^{20} %	$\sigma_{0,2}^{600}$ МПа	σ_B^{600} МПа	δ^{600} %	ψ^{20} %	Полз. %	КСТ Дж/см ²	τ_{295}^{600} часы
17	833	1003	7,7	12,6	509	634	13,7	26,7	0,190	16,4	50
18	902	1015	13,9	22,1	500	627	21,9	37,1	0,208	8,2	43

Во *второй части* главы 5 изучена кинетика окисления (**жаростойкость**) сплавов при изотермической выдержке при температурах 600, 700 и 800 °С. Химический состав сплавов приведён в Таблице 6. На Рисунке 13

Установлено, что кинетика окисления сплавов систем Ti-Al-Mo-Zr-Si (сплав ВТ9, $K_\beta = 0,38$) и Ti-Al-Mo-Zr-Sn-Nb-Si (сплав ВТ18у, $K_\beta = 0,09$) при изотермической выдержке в интервале температур окисления 600...700 °С подчиняется логарифмическому закону.

Повышение температуры изотермической выдержки приводит к смене закона окисления на линейный при 750 °С, а затем на сложно-параболический в соответствии с уравнением Эванса при 800 °С для сплава, содержащего олово. При отсутствии в составе сплава олова окисление по линейному закону не наблюдается, а происходит сразу переход от логарифмического к сложно-параболическому закону при повышении изотермической выдержки до 750 °С.

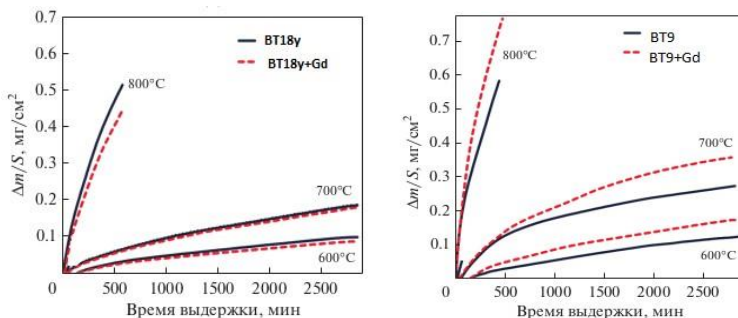


Рис. 13 — Кинетика окисления сплавов ВТ18у (слева) и ВТ9 (справа) при разных температурах. Синими линиями показаны результаты для сплавов без гадолиния.

Красным пунктиром — с микролегированием гадолинием.

Определено, что при введении гадолиния 0,4 мас. % наблюдается понижение жаростойкости сплава системы Ti-Al-Mo-Zr-Si (ВТ9) во всем исследованном температурном интервале окисления 600...800 °С и незначительное повышение жаростойкости сплава системы Ti-Al-Mo-Zr-Sn-Nb-Si (ВТ18у) только при повышенных температурах процесса окисления (800 °С).

Установлено, что в процессе окисления для сплавов обеих систем легирования формируется оксидная пленка, состоящая из нескольких

чередующихся друг с другом слоев оксидов алюминия и титана, внешние из которых отслаиваются в процессе изотермической выдержки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Показано, что распад метастабильных фаз в сплаве ВТ18у идет с образованием частиц интерметаллидных фаз: на межфазной α/β -границе раздела при температуре старения выше 600 °С наблюдается зарождение и последующий рост со стороны β -фазы силицидов типа S_1 ; повышение температуры старения активизирует их рост, а также частично трансформацию некоторой доли из них в силициды типа S_2 и S_3 за счет обогащения их кристаллической решетки атомами циркония. В пластинах α -фазы происходит выделение дисперсных частиц α_2 -фазы.

Повышение концентрации легирующих элементов (Al, Zr, Sn и Si) в пределах марки сплава ВТ18у, активизирует выделение большей объемной доли интерметаллидных частиц при старении, приводя к более значительному эффекту дисперсионного твердения сплава, способствуя формированию более высокого комплекса прочностных характеристик. В сплаве с меньшим содержанием легирующих элементов при высоких температурах старения уменьшается объемная доля α_2 -фазы вследствие активного образования силицидных частиц и обеднения твердого раствора по алюминию, что затрудняет процесс образования упорядоченной фазы.

2. Впервые введены численные характеристики комплексов механических свойств (КМС): низкотемпературный, высокотемпературный и полный КМС и использованы интегральные химические эквиваленты (ХЭ). Показано, что отдельные механические свойства и КМС существенно зависят от относительного среднеквадратичного отклонения радиусов химических элементов. Установлены математические зависимости временного сопротивления разрыву при комнатной температуре и 600 °С и общей пластической деформации при ползучести от параметров теории Юм-Рбзери и эквивалента по кислороду.

3. Уточнён режим термической обработки из сплавов типа ВТ18у: $T_{\text{пл}}-80$ °С, 1 час, охлаждение на воздухе; 620 °С, 4 часа, охлаждение на воздухе.

4. Впервые, методом минимизации нескольких конфликтующих целевых функций со многими критериями (ограничения по КМС и по ХЭ) определён оптимальный химический состав сплава ВТ18у, удовлетворяющий целевым требованиям (Al=7,0 мас. %; Zr=3,5 мас. %; Sn=2,6 мас. %; Nb=1,1 мас. %; Mo=0,7 мас. %; Si=0,13 мас. %; O=0,105 мас. %), который рекомендуется к использованию.

5. Установлено, что снижение содержания примесей (Fe, Ni, Cr) способствует увеличению характеристик жаропрочности и вязкости сплава ВТ18у. Для рекомендуемого состава влияние примесей наиболее существенно.

6. Установлено, что микролегирование в количестве 0,4 Gd, способствует измельчению β -зерна в сплаве ВТ18у, но сопровождается образованием сложных интерметаллидных частиц системы Gd-Sn с присутствием кислорода. В результате

повышаются пластические свойства, но понижаются характеристики жаропрочности и вязкости. Твёрдорастворное упрочнение не достигнуто.

Существенного влияния легирования гадолинием на характеристики жаростойкости в работе не установлено. Незначительное повышение жаростойкости наблюдается только при температуре 800 °С.

Таким образом, целевой состав сплава марки ВТ18у Al=7,0 мас. %; Zr=3,5 мас. %; Sn=2,6 мас. %; Nb=1,1 мас. %; Mo=0,7 мас. %; Si=0,13 мас. %; O=0,105 мас. % при выполнении условия $Si/[Fe + Cr + 6Ni] > 3$ **рекомендуется** к промышленному внедрению.

Перспективы дальнейшей разработки темы. Разработка технологии производства титановой губки с пониженным содержанием железа. Усовершенствование технологии получения промышленных слитков сплава ВТ18у, снижающей зональную ликвацию. Исследование распределения быстрых диффузоров в пределах зерна до и после испытаний на длительную прочность. Исследование влияния примесей Fe, Ni и Cr на мало- и многоцикловую усталость. Оптимизация полученного химического состава по другим легирующим элементам сплава.

Список работ по теме диссертации, опубликованных автором в рецензируемых научных журналах и изданиях, определённых ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ:

1. Popov A. A. Effect of alloying on precipitation of intermetallic phases in heat-resistant titanium alloys / A. A. Popov, **M. O. Leder**, M. A. Popova [et al.] // The physics of metals and metallography. 2015. Т. 116, № 3. С. 261-266. (0,69 п.л./0,19 п.л.), (WoS, Scopus).
2. Popova M. A. Precipitation of oxide phases in titanium alloys with rare earth metals / M. A. Popova, N. G. Rossina, N. A. Popov, **M. O. Leder** // Letters on Materials. 2017. Т. 7, № 1. С. 60–63. (0,46 п.л./0,15 п.л.), (WoS, Scopus).
3. Kalienko M. S. Effect of Crystal Lattice Parameters of Surface Gas-Saturated Layers on Ductility of Titanium Alloys Under Tensile Tests / M. S. Kalienko, A. V. Volkov, A. V. Zhelnina, **M. O. Leder** [et al.] // Metal science and heat treatment. 2019. Т.61, № 7–8. С. 489–494. (0,58 п.л./0,2 п.л.), (WoS, Scopus).
4. Калиенко М. С. Исследование деформационного поведения титанового сплава ВТ18у в окисленном состоянии / М. С. Калиенко, **М. О. Leder**, А. В. Волков [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 9. С. 36–41/ (0,69 п.л./0,19 п.л.).
5. Popov A.A. Analysis of the microstructure, phase composition, and oxidation kinetics of heat-resistant titanium alloys with gadolinium / A. A. Popov, **M. O. Leder**, M. S. Karabanalov [et al.] // The physics of metals and metallography. 2020. Т. 121, № 4, С. 359-366. (0,81 п.л./0,22 п.л.), (WoS, Scopus).

6. **Ледер М. О.** Влияние примесей Fe, Ni и Cr на комплекс механических свойств сплава VT18y / **М. О. Ледер**, Е. Н. Кондрашов, К. А. Русаков [и др.] // Титан. 2021. № 3. С. 4–9. (0,58 п.л./0,2 п.л.).

Патент:

Пат. 2681236 Российская Федерация. Способ термической обработки листового проката из псевдо-альфа титанового сплава марки VT18y / Калиенко М. С., Волков А. В., **Ледер М. О.** [и др.] заявитель и патентообладатель Публичное акционерное общество «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» — №201802622 ; заявл. 23.01.18.

Подписано в печать _____ Объем 1,0 п.л. Заказ № _____. Тираж 100 экз.

624760, Свердловская обл., г. Верхняя Салда, ул. Парковая, 1.

Отпечатано в типографии ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»