



УДК 669.187.56.001.5

## ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЕ ЖАРОУПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ ТИТАНА, ПОЛУЧАЕМЫХ СПОСОБОМ МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКИ

Я. Ю. Компан, А. Т. Назарчук, Д. А. Петров,  
А. М. Белов, И. В. Протоковилор

С использованием технологии магнитоуправляемой электрошлаковой плавки изучали возможность получения титановых сплавов нового класса с интерметаллидным жароупрочнением, а также сплавов на основе  $\gamma$ -алюминидов титана. Интерметаллидное упрочнение исследовали на сплавах типа VT22 и металлургической системы Ti-Al-Sn-Zr-Mo. Основу  $\gamma$ -алюминидов титана составила металлургическая система Ti-48Al-2Nb-2Cr. Улучшения условий структурообразования металла достигали путем дискретного магнетогидродинамического (МГД) воздействия на металлургический расплав и фронт кристаллизации слитка. Выполнены исследования по совершенствованию составов галогенидных флюсов, МГД управлению плавлением и кристаллизацией металла, а также процессов его термомеханической и термической обработки.

Using technology of the magnetically-controlled electroslag melting, the feasibility of producing titanium alloys of the new class with intermetallic heat-hardening, and also alloys on the base of  $\gamma$ -aluminides of titanium was studied. The intermetallic hardening was investigated on alloys of VT22 type and Ti-Al-Sn-Zr-Mo metallurgical system. Titanium  $\gamma$ -aluminide was based on Ti-48Al-2Nb-2Cr metallurgical system. The conditions of metal structure formation were improved by discrete MHD action on metallurgical melt and front of ingot crystallization. Investigations were made on improvement of compositions of halogenide fluxes, magneto-hydrodynamic (MHD) control of melting and crystallization of metal, as well as processes of its thermomechanical and heat treatment.

**Ключевые слова:** магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; титановые сплавы; интерметаллидное упрочнение; термомеханическая обработка; термическая обработка

**Введение.** На протяжении ряда десятилетий, вплоть до недавнего времени, повышения физико-механических свойств и уровня жаропрочности титановых сплавов достигали путем увеличения температуры полиморфного превращения сплавов, оптимизации их фазового состава и структуры [1–4]. Многие исследователи полагают, что возможности твердорастворного упрочнения титановых сплавов (без определяющей роли интерметаллидов) практически исчерпаны [5–8].

В качестве одного из основных направлений создания титановых сплавов для высокотемпературного применения рассматривается разработка твердорастворных титановых сплавов с фазами в виде химических соединений (интерметаллидов) и титановых сплавов на основе исключительно химических

соединений, например  $\gamma$ -алюминидов титана (TiAl) [8–13].

Следует отметить, что указанные сплавы изучены недостаточно. Поэтому представляется актуальным создание новых сплавов с учетом кинетики образования химических соединений при интерметаллидном жароупрочнении известных и принципиально новых металлургических систем. Особый интерес представляют разработка и совершенствование металлургических способов получения таких сплавов. Полагаем, что для изготовления титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения весьма перспективным является использование технологии магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) [14, 15].

Твердорастворные титановые сплавы выплавляют с некоторым количеством дисперсных образований химических соединений, наличие которых существенно повышает характеристики прочности и



**Таблица 1. Ориентировочные значения температуры образования эвтектоидов  $T_э$  и эвтектоидной концентрации  $C_э$  легирующих элементов в двухкомпонентных сплавах титана**

Элементы двухкомпонентных сплавов титана	$T_э, ^\circ\text{C}$	$C_э, \%$
Mn	550	19... 20
Fe	590... 615	15... 16
Cr	685	14... 15
Co	690	10
W	715	28
Pb	725	25
Ni	770	6... 7
Cu	790	8... 9
Si	860	0,9... 1,0
Sn	865	16... 18

жаропрочности. Однако такие образования, как правило, значительно, снижают пластические характеристики металла при комнатных температурах, а иногда являются и недопустимыми [5–13].

Различают химические соединения, образующиеся в процессе плавки слитков и в результате соответствующей термической обработки металла. В первом случае они являются чрезвычайно стойкими, мало поддаются изменению (или частичному растворению) в ходе термической и даже термомеханической обработки. Особенности образования таких химических соединений титана с элементами, приведенными в табл. 1, можно анализировать с помощью диаграмм состояния двойных сплавов [3], которые, к сожалению, мало дополнены данными об особенностях распада конкретных титановых сплавов [16, 17], т. е. о наличии соответствующих изотермических и термокинетических (анизотермических) диаграмм.

Таким образом, сплавы, химические соединения в которых образуются по перитектической или эвтектической реакциям, плохо поддаются последующей термообработке (например, сплавы на основе алюминидов титана). Сплавы, в которых интерметаллидные соединения формируются в результате эвтектоидных превращений, могут как упрочняться, так и разупрочняться вследствие термической обработки.

В целом элементы, образующие с титаном химические соединения, условно можно разделить на две такие группы [5–13]:

повышающие твердорастворную жаропрочность посредством влияния на границы зерен матрицы, а также заметно увеличивающие температуру рекристаллизации сплавов. К ним относятся примерно по 0,1... 0,2 % бора, углерода, кремния, в меньшей степени — олово и алюминий;

усиливающие жаропрочность в результате формирования в матрице интерметаллидного «каркаса», образующегося при обработке для получения эвтектоида. В соответствии с диаграммами состояния двойных сплавов [3] к ним относятся элементы, представленные в табл. 1. При этом используется

изотермическая, реже циклическая (маятниковый отжиг) обработка на эвтектоид (квазиэвтектоид).

В работах [3, 10, 11] приведены сведения о возможности формирования соединений титана с бором, например эвтектоида TiB ( $T_э \approx 860 ^\circ\text{C}$ ,  $C_э \approx 0,05$  мас. %). Выше температуры  $1800 ^\circ\text{C}$  образуется соединение  $\text{Ti}_2\text{B}$ . Эвтектическая температура ( $1670 \pm 25$ )  $^\circ\text{C}$  соответствует содержанию бора в титане примерно 0,1 %.

Алюминий с титаном формируют большой спектр химических соединений при концентрациях алюминия 9... 40 мас. % и значениях температуры более  $1000 ^\circ\text{C}$  [3]. Особое внимание обращают на себя  $\gamma$ -алюминиды титана, например металлургические системы типа Ti–48Al–2Nb–2Cr (ат. %) [12], значительно превосходящие лучшие из существующих металлических материалов по удельным показателям жаропрочности и модулей упругости в широком диапазоне температур. Эти сплавы интересны как потенциальные заменители тяжелых и дорогих жаропрочных сплавов на основе железа и никеля, а также и титановых сплавов, прежде всего в авиакосмической технике [12, 13].

Следует отметить, что еще в 1960-е гг. в монографии [3] указывалось на перспективность сплавов титана с 36 мас. % алюминия в качестве жаропрочных материалов. Показано, что временное сопротивление указанных сплавов в интервале температур  $800... 1000 ^\circ\text{C}$  находится между значениями временного сопротивления сплавов X-40 и S-816. При более высоких температурах, вплоть до  $1200 ^\circ\text{C}$ , дополнительное легирование ниобием увеличивает прочность сплавов на основе алюминидов титана [3].

Одной из проблем, связанных с получением таких сплавов, является необходимость (с целью уплотнения литого металла) применять высокотемпературную газостатическую обработку (ВГО) в аргоне при значениях температуры  $1100... 1250 ^\circ\text{C}$  и давления  $1400... 1500$  атм ( $140... 150$  МПа) [12].

Полагаем, что использование способа МЭП для получения сплавов на основе алюминидов титана позволит избежать такой чрезвычайно сложной обработки, как ВГО.

Одним из основных требований к жаропрочным титановым сплавам является обеспечение их термической стабильности, т. е. способности сохранять физические и механические свойства практически неизменными в процессе нагрева при рабочих температурах и соответствующих нагрузках.

Основной фактор стабильности — степень равновесности фазового состава при высоких значениях температуры эксплуатации. Отсюда следует, что чрезвычайно важной после обработки, выполненной, например, с целью получения или видоизменения интерметаллидов, является термическая стабилизация сплавов. Важное значение имеет также изучение особенностей деградации свойств сплавов в результате их эксплуатации.



Таким образом, можно предположить, что сочетание способов повышения твердорастворной жаропрочности (на уровне совершенствования матрицы) и способов, основанных на образовании интерметаллидного эвтектоидного «каркаса» по телу матрицы, представляет несомненный интерес. Безусловно, перспективными являются и сплавы титана на основе интерметаллидов, например алюминидов титана.

**Цель и задачи исследований.** Цель работы заключается в изучении возможностей повышения качества и прежде всего жаропрочности твердорастворных титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением, а также сплавов на основе  $\gamma$ -алюминидов титана при получении их путем применения технологии МЭП.

В соответствии с поставленной задачей следовало расширить и усовершенствовать металлургические и МГД возможности технологии получения жаропрочных сплавов с интерметаллидным упрочнением, а также сплавов на основе  $\gamma$ -алюминидов титана способом МЭП. Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

исследованы и разработаны новые бескислородные солевые флюсы с высокими рафинирующими и энергетическими свойствами, характеризующиеся низкой плотностью ионного расплава;

усовершенствован процесс МЭП посредством оптимизации дискретных электромагнитных воздействий на металлургическую ванну и кристаллизующийся металл;

исследованы возможности жароупрочнения «мягкой» твердорастворной матрицы на основе титана, легированной малорастворимыми в твердом растворе элементами;

разработаны параметры термообработки сплавов, обеспечивающей образование интерметаллидов титана в результате протекания эвтектоидных превращений.

**Методика проведения исследований.** Решение поставленных задач осуществляли комплексно, с учетом тесной взаимозависимости металлургических и МГД процессов в шлаковой и металлической ваннах, во многом определяющих результаты последующих термомеханических и термических обработок жаропрочных сплавов.

Совершенствование технологии МЭП жаропрочных сплавов неразрывно связано с созданием новых флюсовых композиций, обеспечивающих устойчивый процесс плавки при низкой плотности ионного расплава шлака, высокие энергетические характеристики электрошлакового процесса и качество формирования слитка, очищение выплавляемого металла от вредных примесей и включений.

Плавку твердорастворных сплавов, жаропрочных интерметаллидами титана, осуществляли с использованием металлургических флюсов на осно-

**Таблица 2. Параметры МЭП с дискретным воздействием продольного магнитного поля**

Диаметр слитка, мм	Ток плавки, А	Скорость подачи электрода, м/ч	Режимы электромагнитного воздействия		
			$B$ , Тл	$\tau_{имп}$ , с	$\tau_{п}$ , с
80	3500 (1000)	3,5	0,21	1	10
100	4500 (1400)	2,0	0,25	1	10
140	6000 (1900)	1,2	0,38	3	15

Примечания: 1. Напряжение плавки составляло 38 В.  
2. В скобках указан минимальный ток плавки, обусловленный импульсным воздействием магнитного поля.

ве бинарных и тройных взаимных солевых систем. Наилучшие технологические и металлургические характеристики плавки обеспечили смешанные фторидно-хлоридные флюсы типа АН-Т.

При плавке  $\gamma$ -алюминидов титана Ti-48Al-2Nb-2Cr (ат. %), который легче традиционных сплавов на основе титана, перспективно использование фторидно-хлоридных флюсов на основе  $CaF_2$  с добавками хлоридов щелочных и щелочноземельных металлов, ионный расплав которых характеризуется пониженной плотностью.

Для повышения качества металла слитков, устранения грубой кристаллической структуры и ликвационных слоев, измельчения этой структуры и гомогенизации металла, авторами проведены исследования по усовершенствованию процесса МЭП посредством дискретного воздействия на кристаллизующийся расплав внешним магнитным полем [18]. Показано, что существенное улучшение кристаллической структуры слитков происходит тогда, когда в процессе плавки благодаря дискретному воздействию продольного поля металлургический расплав и фронт кристаллизации слитка подвергаются ритмичным гидродинамическим ударам заданной частоты.

Поскольку основополагающим критерием эффективности дискретного МГД воздействия на гомогенность и кристаллическое строение слитка служит не только магнитная индукция поля, но и продолжительность прохождения его импульса  $\tau_{имп}$  и пауз  $\tau_{п}$ , их значения изучали в довольно широких диапазонах протекания устойчивого электрошлакового процесса. Настоящими исследованиями охвачено большое количество опытных плавов с МГД ударами, генерируемыми индукцией поля  $B = 0,2...0,5$  Тл,  $\tau_{имп} = 0,7...2,0$  и  $\tau_{п} = 8...16$  с. С учетом эффективного энергетического воздействия на металлургический расплав и кристаллизующийся слиток в табл. 2 приведены некоторые из них.

На ранней стадии исследований плавки жаропрочных сплавов с интерметаллидным типом упрочнения за основу были приняты рекомендации проф. В. Н. Моисеева (ВИАМ) относительно использования для этих целей легирующих элементов, малорастворимых в титановом расплаве. В дальней-



**Таблица 3. Составы экспериментальных сплавов на основе ВТ22 с образованием интерметаллидов преимущественно по эвтектоидному механизму**

Сплав	Массовая доля элементов, %						
	Fe	Cr	Sn	Si	C	B	Ni
ВТ22 + 2,5Fe	3,5	1,0	-	-	-	-	-
ВТ22 + 3,5Fe	4,5	1,0	-	-	-	-	-
ВТ22 + 2,5Cr	1,0	3,5	-	-	-	-	-
ВТ22 + 3,5Cr	1,0	4,5	-	-	-	-	-
ВТ22 + 6,5Cr	1,0	7,5	-	-	-	-	-
ВТ22 + 2,5Cr + 0,3В + 0,45Si	1,0	3,5	-	0,45	-	0,3	-
ВТ22 + 5Cr + 0,3Si	1,0	6,0	-	0,3	-	-	-
ВТ22 + 5Cr + 0,45Si	1,0	6,0	-	0,45	-	-	-
ВТ22 + 3Ni	1,0	1,0	-	-	-	-	3,0
ВТ22 + 4Ni	1,0	1,0	-	-	-	-	4,0
ВТ22 + 3Ni + 0,45Si	1,0	1,0	-	0,45	-	-	3,0
ВТ22 + 4Sn	1,0	1,0	4,0	-	-	-	-
ВТ22 + 6,5Sn	1,0	1,0	6,5	-	-	-	-
ВТ22 + 4Sn + 0,3Si	1,0	1,0	4,0	0,3	-	-	-
ВТ22 + 5Sn + 0,45Si	1,0	1,0	5,0	0,45	-	-	-
ВТ22 + 0,15В + 0,15С + 0,15Si	1,0	1,0	-	0,15	0,15	0,15	-
ВТ22 + 0,45В + 0,45Si	1,0	1,0	-	0,45	-	0,45	-
ВТ22 + 0,6Si	1,0	1,0	-	0,6	-	-	-
ВТ22 + 0,8Si	1,0	1,0	-	0,8	-	-	-
ВТ22 + 1Si	1,0	1,0	-	1,0	-	-	-

Примечание. В состав всех сплавов входит по 5 мас. % алюминия, молибдена, ванадия.

шем экспериментальные работы были продолжены с учетом возможного образования комплексно-легируемых химических соединений в твердорастворных титановых сплавах, т. е. легирование осуществляли несколькими малорастворимыми в титане элементами, способными образовывать комплексные соединения. Такой подход основывается на следующем:

значения температуры образования химических соединений с титаном должны быть выше, чем при эксплуатации сплава;

значения температуры образования соединений титана одновременно с несколькими легирующими элементами (например, по эвтектоидному механизму) выбирали близкими по абсолютному уровню;

предполагалась возможность образования комплексных химических соединений с титаном в случае, когда недостающее количество одного из элементов замещалось бы другим.

Исследовали также партию слитков металла, микролегируемого бором, углеродом и кремнием (менее 0,15 мас. % каждого). Такое микролегирование должно приводить к повышению стойкости

**Таблица 4. Составы экспериментальных сплавов с образованием интерметаллидов по эвтектоидным, перитектическим или эвтектическим реакциям**

Сплав	Массовая доля элементов, %						
	Al	Mo	Cr	Sn	Zr	Si	Nb
Ti-6Al-2,7Sn-4Zr-0,5Mo-0,45Si	6,0	0,50	-	2,7	4,0	0,45	-
Ti-6,5Al-5Sn-2Zr-0,75Mo-1Si	6,5	0,75	-	5,0	2,0	1,00	-
Ti-6,5Al-5Sn-0,75Mo-1Si	6,5	0,75	-	5,0	2,0	1,00	-
Ti-8Al-1,4Si-2,2Zr	8,0	-	-	-	2,2	1,40	-
Ti-25Nb-5Mo-3,5Al	3,5	5,00	-	-	-	-	25,00
Ti-48Al-2Cr-2Nb (ат. %)	33,0	-	2,67	-	-	-	4,78

Примечание. Титан – основа.

**Таблица 5. Основные режимы прокатки деформируемых экспериментальных сплавов**

Этапы прокатки	T, °C	Скорость деформации, м/с	Степень деформации, %
Слиток Ø 80 мм на пруток Ø 55 мм	1150...860	0,75...1,50	60
Пруток Ø 55 мм на пластину δ = 18 мм	950...860	0,75...1,50	65

границ зерен против разрушения металла, нагружаемого при высоких температурах.

Предполагалось, что формирование эвтектоидного «каркаса», например за счет соединений кремния и олова с титаном, будет благоприятно влиять на свойства сплавов из-за высоких температур образования эвтектоидов ( $T_{\text{э}} \approx 860 \text{ } ^\circ\text{C}$ ). Кроме того, в сплавах Ti-Sn обращает на себя внимание незначительная разница уровня температур между полиморфным превращением и эвтектоидообразованием ( $\approx 17 \text{ } ^\circ\text{C}$ ). При этом разница температур при образовании эвтектоидов титана с кремнием и оловом составляет примерно  $5 \text{ } ^\circ\text{C}$  для двойных сплавов. К тому же сплавы, содержащие кремний и олово, отличаются хорошей ковкостью [3].

С учетом представленного анализа и соответствующих литературных данных выполняли поиск и уточнение составов экспериментальных титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения [5–8].

Содержание отдельных легирующих элементов в жапроупрочненных сплавах на основе ВТ22 приведено в табл. 3. Варианты уточнения составов экспериментальных сплавов, легированных алюминием, оловом, цирконием, кремнием, молибденом, и алюминидов представлены в табл. 4. Сплав на основе



Таблица 6. Типичные режимы термообработки экспериментальных сплавов

Сплав	Рекристаллизационный отжиг		Закалка*		Параметры обработки для получения интерметаллидов	
	T, °C	Время выдержки, ч	T, °C	Время выдержки, ч	T, °C	Время выдержки, ч
BT22 + Fe	750	1	820	1,0	620	12
BT22 + Cr						
BT22 + Ni	750	1	840	1,0	780	12
BT22 + Cr + Si	750	1	780	1,0	620	12
BT22 + Sn	750	1	830	1,0	620	18
BT22 + Sn + Si	750	1	820	1,0	620	18
Ti-Al-Sn-Zr-Mo	850	1	1050	0,6	820	8

\*Предусмотрен нагрев до температуры фазового превращения с использованием последующего охлаждения в воде или на воздухе.

γ-алюминиды титана (состава Ti-48Al-2Nb-2Cr (ат. %) выбран с учетом рекомендаций работы [12].

Следует отметить, что данные табл. 3 получены на основании результатов большого комплекса исследований. С использованием процесса МЭП выплавлено и изучено более 150 слитков экспериментальных сплавов, некоторые составы которых представлены в табл. 3 и 4.

Исследования проводили поэтапно: задавали 5–6 составов сплавов, их испытывали и вносили соответствующие уточнения для последующих плавов. Благодаря указанному подходу удалось систематизировать полученные результаты и представить их так, чтобы можно было проследить влияние отдельных элементов и комплексного легирования на физико-механические свойства металла (табл. 3).

После выплавки слитки подвергали отжигу при температуре 750 °C в течение 1,0... 1,5 ч с последующим охлаждением с печью. Полученные слитки прокатывали на листы толщиной 18 мм (табл. 5).

Режимы термообработки с учетом типов химического состава металла представлены в табл. 6. После рекристаллизационного отжига и закалки исследуемый металл подвергали обработке на эвтектоид (табл. 6). Критические точки A<sub>1</sub> и A<sub>3</sub> определяли посредством дилатометрических исследований\*.

По аналогии со сталями точка A<sub>1</sub> для титановых сплавов соответствует началу неполной перекристаллизации сплава в твердой фазе, а при охлаждении — началу протекания эвтектоидного превращения. Точка A<sub>3</sub> при нагреве характеризует возможности полной перекристаллизации титанового сплава в твердой фазе и соответствует температуре полиморфного превращения конкретного сплава. Знание критических точек титановых сплавов позволяет выбрать тот или иной вид термической обработки для конкретного сплава, назначить температуру и другие параметры соответствующей термообработки.

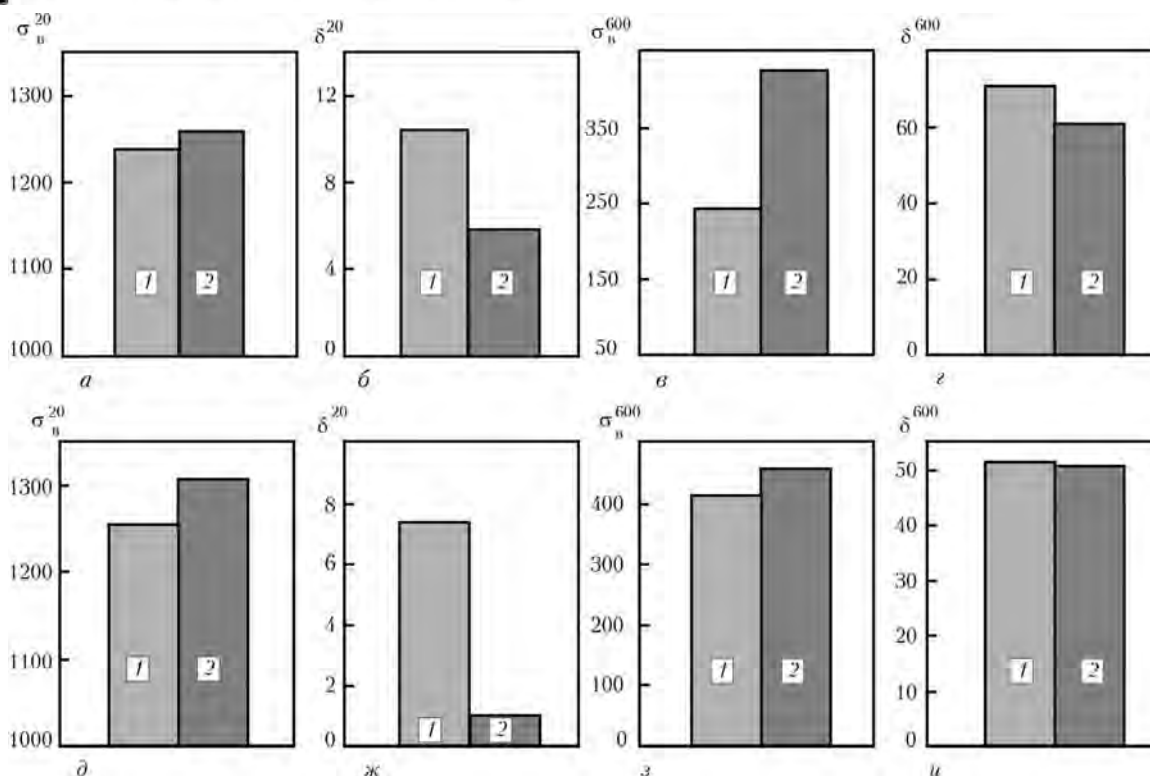
Повышения значений физико-механических свойств титановых сплавов достигали посредством циклической термообработки при следующих тем-

Таблица 7. Механические свойства экспериментальных сплавов при комнатной температуре\*

Сплав	σ <sub>0,2</sub> , МПа	σ <sub>b</sub> , МПа	δ, %	ψ, %
<i>Железо</i>				
BT22 + 2,5Fe	1136,9	1153,6	15,0	30,6
BT22 + 3,5Fe	1258,1	1287,5	9,3	13,2
<i>Хром</i>				
BT22 + 2,5Cr	1043,2	1094,3	16,2	37,4
BT22 + 3,5Cr	1231,6	1269,0	10,2	15,8
BT22 + 6,5Cr	1219,1	1282,6	9,6	14,6
<i>Хром, кремний, бор</i>				
BT22 + 2,5Cr + 0,3B + 0,45Si	1230,5	1265,5	4,7	8,5
BT22 + 5Cr + 0,3Si	1221,9	1235,1	10,5	16,5
BT22 + 5Cr + 0,45Si	1226,6	1254,2	4,7	10,4
<i>Никель</i>				
BT22 + 3Ni	1040,7	1068,5	7,7	33,3
BT22 + 4Ni	1155,2	1235,1	5,7	12,6
BT22 + 3Ni + 0,45Si	1028,4	1066,6	7,2	18,9
<i>Олово</i>				
BT22 + 4Sn	1053,7	1074,3	16,7	41,7
BT22 + 6,5Sn	1394,4	1404,8	2,3	6,5
<i>Олово, кремний</i>				
BT22 + 4Sn + 0,3Si	1321,1	1367,1	2,0	8,0
BT22 + 5Sn + 0,45Si	1397,6	1409,2	1,7	7,2
<i>Бор, углерод, кремний</i>				
BT22 + 0,15B + 0,15C + 0,15Si	1257,6	1315,4	9,2	28,0
BT22+0,45B+0,45Si	1226,2	1272,7	6,2	11,4
BT22+0,6Si	1010,6	1032,8	10,5	26,1
BT22+0,8Si	1069,3	1103,9	9,7	28,8
BT22+1Si	1257,5	1281,2	2,0	7,8

\*Приведены средние значения по результатам испытаний трех образцов для каждого показателя.

\* Исследования проводил В. Г. Васильев.



Механические свойства экспериментальных сплавов ВТ22 + 5Cr + 0,3Si (а-г) и ВТ22 + 5Sn + 0,45Si (д-и) после различных видов термической обработки на эвтектид: 1 – изотермическая, 680 °С, 12 ч, охлаждение на воздухе; 2 – циклическая, 680 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе, X10 цикл.; подготовительная обработка для всех вариантов: 750 °С, 1 ч, охлаждение в печи до 350 °С, затем на воздухе; 780 °С, 1 ч, охлаждение на воздухе

пературах, °С: ВТ22 + 5Sn + 0,45Si – 600; ВТ22 + 5Cr + 0,3Si – 680; ВТ22 + 6,5Cr + 0,3Si + 0,3В – 620; ВТ22 + 0,8Si – 860. Время выдержки для всех сплавов составляло 1 ч, охлаждение производили до 20 °С, количество циклов равнялось 10. После этого производили 3...5-кратный стабилизирующий отжиг металла.

Физико-механические свойства сплавов испытывали как при комнатной температуре, так и при нагреве до 600...700 °С.

**Обсуждение результатов исследований.** Результаты испытаний механических свойств исследуемых сплавов представлены в табл. 7–9 и на рисунке. Анализ этих свойств показал, что благодаря выбору рационального комплексного легирования, разработке и усовершенствованию способов термической обработки металла открываются возможности для существенного улучшения физико-механических свойств титановых сплавов технологии МЭП на основе промышленного сплава ВТ22. В табл. 7 и 8 соответствующие данные представлены таким образом, чтобы можно было проследить особенности влияния отдельных легирующих элементов или совместного их воздействия на качество металла. Наилучшие результаты получены при комплексном легировании хромом и кремнием, а также оловом и кремнием.

Для сопоставительной оценки влияния на механические свойства металла отдельных легирующих элементов и их комплексного воздействия, безусловно, требуются дополнительные исследования,

поскольку не во всех случаях имелась возможность экспериментально определить критические точки  $A_1$ ,  $A_3$  исследуемых сплавов. К тому же особенности распада переохлажденных растворов указанных сплавов оценивали ориентировочно.

Тем не менее данные табл. 7, 8 показывают, что механические свойства при комнатной и высоких значениях температуры повышались с возрастанием содержания железа, хрома, никеля, олова. Так, например, увеличение в сплаве ВТ22 количества олова от 4,0 до 6,5 % повышало прочность металла от 1074 до 1404 МПа. При существенном увеличении прочности, как и следовало ожидать, происходит снижение пластичности металла при комнатной температуре до допустимых значений.

Что касается комплексного влияния отдельных элементов, то лучшие результаты были получены при комплексном легировании хромом и кремнием, а также оловом и кремнием. Вместе с тем обращает на себя внимание низкая жаропрочность металла, дополнительно легированного никелем (табл. 8). Поскольку температура образования эвтектидов с никелем (табл. 1) может достигать 770 °С, то низкая жаропрочность, вероятно, связана с использованием чрезмерно высокой температуры обработки таких сплавов при получении эвтектида (табл. 6).

Анализ полученных результатов показывает целесообразность дальнейших исследований получения титановых сплавов по технологии МЭП, дополнительно легированных такими элементами, как хром, никель, олово и кремний. Особенно это может



Таблица 8. Механические свойства экспериментальных сплавов при высоких температурах\*

Сплав	Температура испытаний, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
<i>Железо</i>					
BT22 + 2,5Fe	650	304,6	314,9	76,3	99,5
BT22 + 2,5Fe	700	87,1	117,1	99,3	99,0
<i>Хром</i>					
BT22 + 3,5Cr	700	91,9	134,8	81,8	99,0
BT22 + 5Cr	600	121,5	171,5	79,8	99,0
<i>Хром, кремний</i>					
BT22 + 5Cr + 0,3Si	600	360,9	447,2	60,3	96,5
<i>Никель</i>					
BT22 + 4Ni	700	56,8	85,5	88,0	98,2
<i>Олово</i>					
BT22 + 4Sn	650	381,6	412,8	32,7	71,6
BT22 + 6,5Sn	600	177,9	296,7	69,8	99,0
<i>Олово, кремний</i>					
BT22 + 4Sn + 0,3Si	650	224,3	315,4	71,0	99,0
BT22 + 4Sn + 0,3Si	700	131,5	188,5	81,7	99,0
BT22 + 5Sn + 0,45Si	600	392,3	499,5	52,7	87,7
BT22 + 6,5Sn + 0,3Si	600	186,3	331,3	57,8	99,0
<i>Бор, углерод, кремний</i>					
BT22 + 0,15B + 0,15C + 0,15Si	650	148,3	210,2	79,4	99,0
BT22 + 0,15B + 0,15C + 0,15Si	700	96,1	157,7	84,1	99,0
BT22+0,45B+0,45Si	600	283,3	355,3	55,7	87,8
<i>Кремний</i>					
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo	600	583,0	596,9	3,3	6,0
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo-0,6Si	600	612,4	657,7	2,4	6,3
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo-0,8Si	600	645,4	717,6	2,3	6,7
Ti-6,5Al-5Sn-4Zr-0,75Mo-1Si	600	261,0	292,3	30,7	46,0
<i>Ниобий</i>					
Ti-25Nb-5Mo-3,5Al	600	360,5	435,3	31,0	75,7
<i>Алюминий</i>					
Ti-48Al-2Cr-2Nb (ат. %)	700	469,3	517,8	3,7	8,3

\*Приведены средние значения по результатам испытаний трех образцов для каждого показателя.

оказаться эффективным при использовании циклической термической обработки в процессе получения эвтектоида.

Комплексное микролегирование бором, углеродом, кремнием сплава BT22 обеспечивает существенное повышение его прочности до 1315 МПа при приемлемой пластичности металла (табл. 7). Однако жаропрочность указанного металла достаточно низкая — 157 МПа при 700 °С (табл. 8). Повышение жаропрочности зафиксировано при сочетании микролегирования одним из упомянутых выше элементов с дополнительным легированием металла эвтектоидообразующими элементами — хромом и оловом.

В качестве одного из направлений исследования по повышению физико-механических свойств экспериментальных сплавов рассматривали циклическую термообработку, предусматривающую следующие варианты:

с целью измельчения  $\beta$ -фазы и дополнительного, более равномерного, распределения легирующих элементов проводили многократные нагревы и охлаждения металла с переходом через область полиморфных превращений ( $A_1$ ,  $A_3$ ). При этом в процессе охлаждения после нагрева выше критических температур требовалось обеспечить при каждом цикле охлаждения хотя бы частичный распад  $\beta$ -фазы, образующейся в ходе периодических нагревов;

осуществляли каркасно-дисперсное упрочнение матрицы интерметаллидными соединениями, образующимися в результате протекания эвтектоидного превращения;

объединяли оба предыдущих варианта.

После термообработки, предусматривающей получение интерметаллидов по эвтектоидному механизму, предпринимались попытки разработки завершающей термической стабилизации исследуемых сплавов. Для этого после эвтектоидообразова-



Таблица 9. Механические свойства деформируемых сплавов, изготовленных по технологии МЭП, в зависимости от направления прокатки (20 °С)

Сплав (направление прокатки)	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
BT22 + 2,5%Fe (вдоль)	<u>1144,7... 1132,0</u> 1138,4	<u>1162,0... 1151,0</u> 1156,5	<u>15,7... 14,7</u> 15,2	<u>24,9... 36,2</u> 30,6
BT22 + 2,5%Fe (поперек)	<u>1134,4... 1136,0</u> 1135,2	<u>1148,3... 1153,3</u> 1150,8	<u>14,7... 14,3</u> 14,5	<u>30,3... 30,6</u> 30,5
BT22+2,5 %Сг (вдоль)	<u>1033,7... 1052,6</u> 1043,2	<u>1081,9... 1106,6</u> 1094,3	<u>15,7... 16,7</u> 16,2	<u>39,0... 35,8</u> 37,4
BT22+2,5 %Сг (поперек)	<u>1036,9... 1026,7</u> 1031,8	<u>1078,4... 1075,3</u> 1076,9	<u>13,3... 13,3</u> 13,3	<u>25,1... 33,3</u> 29,2

Примечание. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — среднее.

ния повторно проводили 3...5-кратную циклическую обработку при нагреве до значений температуры, на 30...60 °С ниже температуры, при которой возможен обратный процесс — распад интерметаллидов. Следует отметить, что определить особенности распада переохлажденных растворов исследуемых сплавов можно только после построения соответствующих диаграмм [16, 17].

Из табл. 8, 9 и рисунка следует, что циклическая термическая обработка существенно улучшает механические свойства сплавов при комнатной и особенно при высоких температурах. В частности, жаропрочность сплава BT22, дополнительно легированного хромом и кремнием, увеличилась примерно на 80 %. Достигнуто повышение жаропрочности и при дополнительном легировании этого сплава оловом и кремнием, хотя и в меньшей степени. Циклическая термическая обработка, повышая пластические характеристики металла при комнатной температуре, практически не изменяет, а в некоторых случаях, даже повышает его прочность.

Что касается завершающего этапа (термической стабилизации), то использование циклической термообработки (до 15...18 циклов) свидетельствует, скорее, о том, что стабилизация не завершена, поскольку зафиксировано улучшение физико-механических свойств металла после ее проведения. Дальнейший поиск способов термической стабилизации титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения является актуальным.

Данные результаты позволяют предварительно проанализировать возможности повышения эксплуатационных характеристик экспериментальных жаропрочных титановых сплавов, полученных по технологии МЭП.

В рамках настоящей работы критерием качества металла технологии МЭП выбрана жаропрочность. При обеспечении заданной жаропрочности неотъемлемым требованием к металлу является необходимость обеспечения хотя бы минимально возможной пластичности металла при комнатной температуре.

Результаты испытания механических свойств сплавов технологии МЭП приведены в табл. 8 и на рисунке. Эти данные позволяют предполагать, что электрошлаковая плавка с использованием магнит-

ного управления процессом позволит обеспечить улучшение рабочих характеристик жаропрочных титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения. Обращает на себя внимание возможность получения практически равноценных механических свойств металла как вдоль, так и поперек его прокатки (табл. 9), что связано с мелкозернистостью литого металла.

Достижение указанных результатов стало возможным благодаря выполнению в разное время следующих комплексных работ:

- усовершенствование и уточнение составов химически активных флюсов и реализация их широкой экспериментальной проверки [19];

- разработка новых способов воздействия внешних магнитных полей на структурообразование слитков при МЭП [18];

- выбор и уточнение составов жаропрочных экспериментальных сплавов, а также усовершенствование способов их термомеханической и термической обработки.

Для улучшения характеристик жаропрочности исследовали возможность с помощью технологии МЭП получать сплавы на основе металлургической системы Ti-Al-Sn-Zn-Si-Mo и  $\gamma$ -алюминиды титана. Обобщая полученные результаты, следует отметить, что жаропрочность лучших композиций исследуемых сплавов на основе BT22 и металлургической системы Ti-Al-Sn-Zr-Si-Mo при температуре 600 °С достигала 450...717 МПа. При этом относительное удлинение составляло примерно 2,3...11,0 % (20 °С). Жаропрочность сплава на основе  $\gamma$ -алюминиды титана составляла при 700 °С около 517 МПа. Однако эти данные требуют дополнительных исследований. При этом получение по технологии МЭП литого металла с плотной мелкозернистой структурой, согласно предварительным данным, не требует дополнительной высокотемпературной газостатической обработки, на необходимость которой указывалось в работе [12].

Таким образом, для оптимизации режимов термической обработки титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением требуется проведение комплексных исследований изотермических и термоки-





нетических особенностей протекания превращений переохлажденных растворов упомянутых сплавов. Важное значение имеет определение способов интенсификации образования интерметаллидов в исследуемых титановых сплавах и предотвращение нежелательных изменений свойств этих сплавов в процессе эксплуатации.

### Выводы

1. Усовершенствован процесс МЭП титановых сплавов с интерметаллидным типом упрочнения посредством дискретного воздействия на металлургический расплав и фронт кристаллизации слитка внешними магнитными полями индукцией  $B = 0,2 \dots 0,5$  Тл при продолжительности магнитных импульсов  $\tau_{\text{имп}} = 0,7 \dots 2$  и пауз  $\tau_{\text{п}} = 8 \dots 16$  с.

2. Разработаны фторидно-хлоридные флюсы на основе солей щелочноземельных металлов, а также с добавками хлоридов щелочных металлов для плавки твердорастворных сплавов с интерметаллидами и  $\gamma$ -алюминидов титана.

3. Показана возможность повышения жаропрочности титановых сплавов путем упрочнения мелкодисперсными интерметаллидными соединениями титана с бором, углеродом и кремнием, формирующимися в процессе плавки, а также соединениями титана с никелем, хромом, железом, оловом и др., образующимися в результате эвтектоидных превращений при изотермической или циклической (примерно 10 циклов) термообработке металла.

4. Мелкозернистый металл слитков (технология МЭП), подвергнутый термомеханической и термической обработкам, характеризуется равноценными физико-механическими свойствами как вдоль, так и поперек прокатки.

5. Показано, что жаропрочность лучших композиций исследуемых сплавов на основе BT22 и металлургической системы Ti-Al-Sn-Zr-Si-Mo при температуре 600 °С достигала 450...717 МПа при относительном удлинении около 2,3...11,0 % (20 °С).

1. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Титановые сплавы // Конструкционные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1974. — 368 с.
2. Солонина О. П., Глазунов С. Г. Жаропрочные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — 447 с.

3. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. — Киев: Изд-во АН УССР, 1960. — 500 с.
4. Металлургия титана // В. А. Гармата, Б. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1968. — 642 с.
5. Сысоева Н. В., Моисеев В. Н. Титановые сплавы с интерметаллидным типом упрочнения // Авиационные материалы и технологии. — М.: ВИАМ, 2002. — С. 162–170.
6. Сысоева Н. В. Интерметаллидное упрочнение высокопрочных титановых сплавов // Технология легких сплавов. — 2002. — № 4. — С. 85–91.
7. Анташов В. Г., Ночовная Н. А., Иванов В. И. Тенденции развития жаропрочных титановых сплавов для авиадвигателестроения // Там же. — 2002. — № 4. — С. 72–76.
8. Моисеев В. Н. Титан в России // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2005. — № 8. — С. 23–29.
9. Патон Б. Є., Шпак А. П., Івасишин О.М. Основні напрямки наукових досліджень з титанової проблематики в Україні // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2006. — № 3. — С. 5–16.
10. Структура та властивості високомодульних сплавів системи Ti-B / С. О. Фірстов, М. І. Кузьменко, Л. Д. Кулак та ін. // Там же. — 2006. — № 3. — С. 27–32.
11. Фирстов С. А. Титановые «чугуны» и титановые «стали» // Титан. — 2005. — № 2. — С. 33–37.
12. Структура и свойства полуфабрикатов из сплава Ti-48Al-2Nb-2Cr на основе интерметаллида TiAl, полученных методом фасонного литья / С. Ю. Лукьянычев, Г. В. Шаханова, Т. Р. Смирнова и др. // Технология легких сплавов. — 1996. — № 3. — С. 16–20.
13. Польшкин И. С., Колачев Б. А., Ильин А. А. Аллюминиды титана и сплавы на их основе // Там же. — 1999. — № 3. — С. 32–39.
14. Колман Я. Ю., Протоковилев И. В., Моисеев В. Н. Высокопрочные и жаропрочные титановые сплавы с интерметаллидами технологии МЭП // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 2. — С. 3–7.
15. Колман Я. Ю., Протоковилев И. В. Некоторые технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки (МЭП) титановых сплавов // Материалы междунар. науч.-техн. конф. «Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра» (Киев, 8–9 окт. 2002 г.). — Киев, 2002. — С. 256–262.
16. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бетараствора в сплавах титана. Справочник термиста. — М.: Металлургия, 1991. — 503 с.
17. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.: Металлургия, 1965. — 496 с.
18. Колман Я. Ю., Назарчук А. Т., Протоковилев И. В. К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 3–7.
19. Колман Я. Ю., Щербинин Э. В. Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 04.08.2008