

УДК 669.285'71'295 : 669.719

## ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СОСТАВ ФАЗ СПЛАВА Al–Mo–Ti

© 2014 г. **Н.И. Сельменских, В.М. Чумарев, С.В. Жидовинова,  
А.А. Панкратов, Р.И. Гуляева, А.Н. Рылов**

Институт металлургии (ИМЕТ) УрО РАН, г. Екатеринбург

ОАО «Уралредмет», г. Верхняя Пышма

Статья поступила в редакцию 04.07.2012 г., подписана в печать 30.11.2012 г.

Методами рентгенофазового, рентгеноспектрального микроанализа и микроскопии исследованы фазовый состав, микро- и кристаллическая структура лигатурного сплава АМТ ТУ-48-4-366, который применяется в качестве легирующего материала при выплавке титановых сплавов. Рассчитаны параметры решеток  $\epsilon$ ,  $\rho$ ,  $\delta$ -фаз и выявлен их элементный состав. При первичной кристаллизации в неравновесных условиях лигатурного сплава Al–Mo–Ti образование тугоплавкой фазы  $\text{Mo}_3\text{Al}$  ( $t_m = 2150^\circ\text{C}$ ) не наблюдается. Ее присутствие в лигатуре обусловлено протеканием процессов вторичной кристаллизации, в ходе которых образуется ультрадисперсная смесь фаз  $\text{Mo}_3\text{Al} + \text{Mo}_3\text{Al}_8 + \text{TiMoAl}_6$  при температурах 1311 и 1314 °С. Выявлена ультрадисперсная кремнийсодержащая  $\sigma$ -фаза среднего состава  $\text{Mo}_{2,4}\text{Ti}_{2,1}\text{Si}_{0,8}\text{Al}_{4,7}$ , полученная в неравновесных условиях кристаллизации. Определены параметры и межплоскостные расстояния ее решетки. Установлено, что наибольшая неоднородность по молибдену в перитектике первичных кристаллов имеет место при высокой скорости кристаллизации, т.е. в нижней части слитка Al–Mo–Ti.

**Ключевые слова:** лигатурный сплав Al–Mo–Ti, микроструктура, состав фаз, неоднородность.

Using X-ray phase analysis, X-ray spectral analysis and microscopy, phase composition, micro- and crystalline structure of AMT alloy (TU-48-4-366), which is applied as alloying material in melting of titanium alloys, have been investigated. The lattice parameters of  $\epsilon$ ,  $\rho$ ,  $\delta$ -phases are calculated and their element compositions are determined. The formation of  $\text{Mo}_3\text{Al}$  refractory phase ( $t_m = 2150^\circ\text{C}$ ) is not observed during primary crystallization in non-equilibrium conditions of Al-Mo-Ti alloy. Its presence in the foundry alloy is caused by the secondary recrystallization processes in the course of which ultrafine mixture of  $\text{Mo}_3\text{Al} + \text{Mo}_3\text{Al}_8 + \text{TiMoAl}_6$  phases is formed at temperatures of 1311 °C and 1314 °C. Ultrafine silicon-containing  $\sigma$ -phase of average  $\text{Mo}_{2,4}\text{Ti}_{2,1}\text{Si}_{0,8}\text{Al}_{4,7}$  composition produced in the non-equilibrium conditions of crystallization is found. The parameters and interplanar spacing of its lattice are defined. It is found that the greatest inhomogeneity in molybdenum in the peritectic of primary crystals occurs at high speed of crystallization, i.e. in the lower part of Al-Mo-Ti ingot.

**Key words:** Al-Mo-Ti foundry alloy, microstructure, phase composition, inhomogeneity.

Лигатурный сплав Al–Mo–Ti состава, мас. %: 48–52 Mo, 6–9 Ti, ост. Al применяется в качестве легирующего материала (лигатура АМТ ТУ-48-4-366) при вакуумно-дуговой выплавке титановых сплавов конструкционного назначения. Такой лигатурный сплав получают методом внепечного алюминотермического восстановления смеси оксидов молибдена и титана. Процесс его выплавки протекает при температуре выше 2500 °С, а кристаллизация — в медной изложнице при высоких скоростях ох-

лаждения в неравновесных условиях. В этом лигатурном сплаве, равно как и в других, используемых для легирования титана, недопустимо присутствие фаз, имеющих температуру плавления значительно выше, чем у титана (1670 °С). Это вызвано тем, что при вакуумно-дуговом переплаве электрода, полученного прессованием смеси титановой губки и лигатур, крупные кристаллы тугоплавких фаз не успевают растворяться в титане и остаются в виде дефектов в слитке титанового сплава. Литератур-

**Сельменских Н.И.** – науч. сотр. ИМЕТ УрО РАН (620016, г. Екатеринбург, ул. Амундсена, 101). Тел.: (343) 232-90-82. E-mail: selm8@mail.ru.

**Чумарев В.М.** – докт. техн. наук, гл. науч. сотр. того же института. Тел.: (343) 267-89-13. E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Жидовинова С.В.** – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. того же института. Тел.: (343) 232-91-78. E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Панкратов А.А.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. того же института. Тел.: (343) 362-33-66. E-mail: pcmlab@mail.ru.

**Гуляева Р.И.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. того же института. Тел.: (343) 232-90-06. E-mail: gulroza@mail.ru.

**Рылов А.Н.** – канд. техн. наук, техн. директор ОАО «Уралредмет» (624080, Свердловская обл., г. Верхняя Пышма, ул. Петрова, 59). Тел.: (343) 352-11-03.

ные сведения [1–3] о фазовом составе и структуре сплавов Al–Mo–Ti такого состава относятся только к сплавам, кристаллизация которых протекала в равновесных условиях.

Целью настоящей работы было изучение фазового состава и микроструктуры различных частей слитка лигатурного сплава АМТ, полученного в условиях неравновесной кристаллизации.

Исследование лигатурного сплава промышленной выплавки проведено методами рентгеноструктурного фазового анализа (дифрактометр ДРОН с автоматическим программным управлением в отфильтрованном монохроматизированном  $CuK_{\alpha}$ -излучении), оптической и электронной микроскопии (микроскоп «Olympus» и растровый электронный микроскоп JSM-59000LV). Рентгеноспектральный микроанализ выполнен на энергодисперсионном рентгеновском спектрометре «INCA Energy 200». Температуры фазовых превращений определены на термоанализаторе «NETZSCH STA 449C Jupiter» при нагреве в токе аргона со скоростью 20 град/мин. Параметры элементарных ячеек вычислены по программе КРИСТ.

Рентгенофазовым анализом установлено присутствие  $\delta$ -фазы  $Mo_3Al_8$ ,  $p$ -фазы  $Mo_3Al$ , а также  $TiMoAl_6$ , которая относится к  $\epsilon$ -фазе на основе решетки  $TiAl_3$  состава  $(Ti_{1-x}Mo_x)_{1+y}Al_{3-y}$ , где  $0 < x < 0,88$ ,  $0 < y < 0,21$  [1]. Вычисленные нами параметры решетки фаз и литературные данные (указаны в скобках), относящиеся к равновесной кристаллизации сплава [1, 2], имеют следующие значения, нм:  $\delta$ -фаза ( $Mo_3Al_8$ ) —  $a = 0,9191$ ,  $b = 0,36724$ ,  $c = 1,00588$ ,  $\beta = 100,858^\circ$  ( $a = 0,9208$ ,  $b = 0,36378$ ,  $c = 1,0065$ ,  $\beta = 100,78^\circ$ );  $p$ -фаза ( $Mo_3Al$ ) —  $a = 0,49537$  ( $a = 0,49500$ );  $\epsilon$ -фаза ( $TiMoAl_6$ ) —  $a = 0,38071$ ,  $c = 0,83934$  ( $a = 0,3807$ ,  $c = 0,8392$ ). Отношение  $c/a = 2,2046$  для  $\epsilon$ -фазы свидетельствует о том, что при кристаллизации происходит замещение титана только молибденом. Это подтверждается тем, что при замещении алюминия и титана на молибден значение  $c/a$  уменьшается до 2,12 [1].

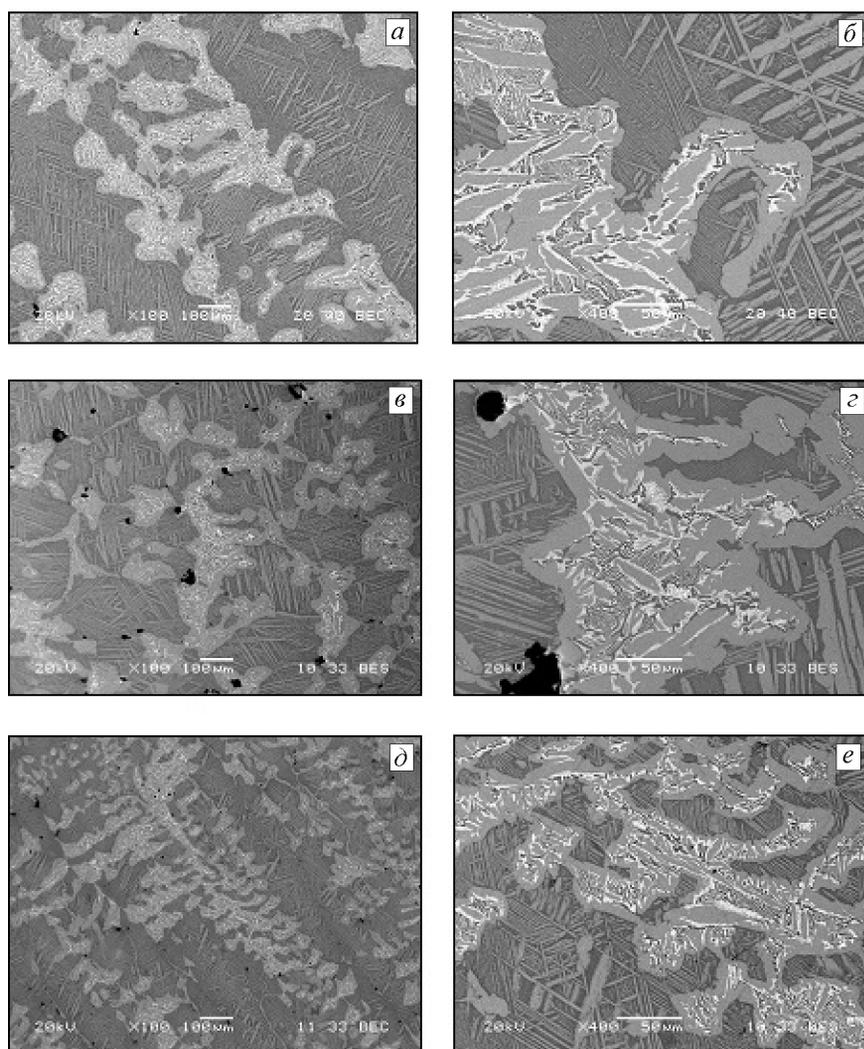
Коэффициенты поглощения этих фаз близки:  $\mu^* = 115,0$ ,  $124,0$ , и  $110,0$   $cm^2/g$  соответственно, что позволило по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных параметров без применения стандартного образца оценить соотношение фаз, %: 52  $Mo_3Al_8$ , 12  $Mo_3Al$  и 36  $TiMoAl_6$ .

Рентгеноструктурный анализ поверхности шлифа показал, что в составе сплава присутствует также  $\sigma$ -фаза с решеткой типа Fe–Cr. В работах [1–3]

$\sigma$ -фаза, полученная в равновесных условиях кристаллизации, имеет состав, близкий к  $Mo_3Ti_3Al_4$ , и параметры решетки  $a = 0,9667$  нм,  $c = 0,5018$  нм. Наши расчетные значения параметров решетки этой фазы ( $a = 0,9659$  нм,  $c = 0,5015$  нм) и межплоскостные расстояния, которые отсутствуют в базах данных ICDD и ASTM, приведены в табл. 1.

Таблица 1  
Рентгенометрические характеристики соединения  $Mo_{2,6}Ti_{2,3}Si_{0,6}Al_{4,2}$  ( $\sigma$ -фаза)

Индексы интерференции, $hkl$	Межплоскостные расстояния, нм	Интенсивность, %
101	0,4428	290
210	0,4303	89
111	0,4049	50
211	0,3262	39
310	0,3057	78
301,320	0,2697	220
311	0,2608	120
002	0,2509	109
400	0,2418	62
112, 410	0,2350	178
330	0,2276	480
202	0,2225	579
212	0,2167	999
222	0,2020	318
312	0,1939	180
322	0,1832	45
511	0,1773	130
422	0,1637	190
600	0,1612	85
432	0,1530	94
522, 621	0,1460	105
532, 631	0,1383	170
701, 720	0,1328	90
622	0,1305	70
721	0,1284	85
004, 513	0,1255	180
651, 712	0,1201	104
414	0,1106	240
742	0,1081	275
553, 841	0,1057	115
761, 921	0,1026	122



**Рис. 1.** Структура образцов из осевой части слитка сплава Al–Mo–Ti  
*a, б* – верхний уровень слитка (обр. 1); *в, г* – средний (обр. 2); *д, е* – нижний (обр. 3)

Микроструктура образцов сплава состоит из первичных кристаллов неправильной формы и пластинчатой структуры «корзиночного типа», характерной для титановых сплавов [3]. На рис. 1 представлены структуры образцов сплава из осевой части слитка: образец 1 – верх слитка, обр. 2 – середина, обр. 3 – низ. В середине слитка (обр. 2) – наименьшая скорость охлаждения (~20 град/с), в нижней части (обр. 3) – наиболее высокая (200–250 град/с). Установлено, что при повышении скорости кристаллизации дисперсность структуры возрастает и количество пластинчатой структуры уменьшается, в то время как доля первичных кристаллов увеличивается. Микроструктуры сплава в верхнем (обр. 1) и среднем (обр. 2) частях слитка идентичны. Судя по толщине пластинок в обр. 2 и 3 (15 и 5 мкм соответственно [4]), дисперсность структуры отличается в несколько раз.

структура перитектики, состоящая из пластинок и участков  $\epsilon$ -фазы и ультрадисперсной смеси фаз  $p + \delta + \epsilon$  – ( $\text{Mo}_3\text{Al} + \text{Mo}_3\text{Al}_8 + \text{TiMoAl}_6$ ), представленной на рис. 2, *б, г*. Эта структура образуется при перитектоидном превращении в процессе вторичной кристаллизации. Кроме того, в обр. 2 и 3 в составе этой структуры выявлены мелкие участки кремнийсодержащей  $\sigma$ -фазы (ф. 4), которая образуется в виде перемычки длиной ~3 мкм между ультрадисперсной смесью фаз и  $\epsilon$ -фазой. На рис. 3 представлены спектрограммы фазы 4, полученные на обр. 2 и 3. В ней присутствует кремний в количестве от 1,9 до 7,1 мас.%. На состав  $\sigma$ -фазы влияют условия кристаллизации слитка. Так, в его средней части  $\sigma$ -фаза имеет состав  $\text{Mo}_{2,6}\text{Ti}_{2,6}\text{Si}_{1,3}\text{Al}_{3,5}$  и  $\text{Mo}_{2,8}\text{Ti}_{2,3}\text{Si}_{0,3}\text{Al}_{4,4}$ , а в нижней части, т.е. при быстром охлаждении, –  $\text{Mo}_{2,4}\text{Ti}_{2,1}\text{Si}_{0,8}\text{Al}_{4,7}$ .

На рис. 2 представлена структура обр. 2 и 3 в обратнорассеянных электронах и указаны точки, в которых выявлен элементный состав фаз. Состав каждой фазы определен в 5–7 точках. Он приведен в табл. 2, а фазы (ф. 1–4), идентифицированные в первичных кристаллах и пластинчатой структуре сплава, – в табл. 3. Из этих данных следует, что пластинчатая структура состоит из алюминида (ф. 1) состава  $\text{Mo}_{2,7}\text{Ti}_{0,4}\text{Al}_{6,9}$ , который близок к  $\text{Mo}_3\text{Al}_8$ , и фазы (ф. 2) состава  $\text{Mo}_2\text{TiAl}_{6,8}$  ( $\text{Mo}_{0,67}\text{Ti}_{0,33}\text{Al}_{2,3}$ ). Последняя соответствует  $\epsilon$ -фазе  $(\text{Ti}_{1-x}\text{Mo}_x)_{1+y}\text{Al}_{3-y}$  при значениях  $x = 0,65$  и  $y = 0,2$  ( $\text{Mo}_{0,65}\text{Ti}_{0,35}\text{Al}_{2,3}$ ). Такой состав  $\epsilon$ -фазы ( $\text{Mo}_2\text{TiAl}_{6,8}$ ) значительно отличается по молибдену от  $\text{TiMoAl}_6$ , который определен рентгенофазовым анализом. Это отличие вызвано неравновесными условиями кристаллизации и, в связи с этим, присутствием в  $\epsilon$ -фазе соединения  $\text{Mo}_{2,7}\text{Ti}_{0,4}\text{Al}_{6,9}$  в виде пластинок толщиной около 0,5 мкм. В первичных кристаллах обнаружена трехфазная структура: по краю кристаллов –  $\text{Mo}_{2,8}\text{Ti}_{0,3}\text{Al}_{6,9}$  (ф. 1), а в центре – дисперсная

Таблица 2  
Результаты определения элементного состава фаз

Структура	Фаза	Содержание, мас.%										
		Образец 1 (верх)			Образец 2 (середина)				Образец 3 (низ)			
		Al	Ti	Mo	Al	Ti	Mo	Si	Al	Ti	Mo	Si
Первичные кристаллы	ф. 1	39,2	3,2	57,2–57,6	39,3–39,7	3,2–3,8	56,7–56,9	0,11–0,18	39,1–39,6	3,9–4,3	56,2–56,5	0,1
	ф. 2	37,6–39,2	14,5–15,2	46,3–47,2	39,3–40,7	13,6–15,3	43,9–46,0	0,08–0,15	31,6–39,5	13,2–14,7	46,0–55,0	0,10–0,24
	ф. 3	20,9	12,4	66,7	20,1–25,4	11,9–13,2	61,1–67,6	0,2–0,5	23,0–28,2	10,1–13,4	60,2–66,4	0,2–0,4
	ф. 4				23,0	21,0	54,1	1,9	26,1	20,8	48,3	4,7
	ф. 4				18,6	24,3	50,1	7,1				
Пластинчатая структура	ф. 1	40,2	2,6	57,3	40,2	4,5	55,1	0,14	39,1	4,2	56,5	0,09
	ф. 2	43,2	11,6	45,2	42,7	12,3	44,8	0,15	42,2	11,5	46,4	

В δ- и ε-фазах содержание кремния составляет от 0,1 до 0,18 мас.%, в эвтектиде — от 0,2 до 0,5 мас.%. Недостаток алюминия в этих фазах вызван, вероятно, его испарением при температурах формирования сплава.

Титансодержащий алюминид  $Mo_3Al_8Ti_x$  в первичных кристаллах и в пластинчатой структуре имеет близкий состав во всех уровнях слитка (см. табл. 3). Концентрация титана в ε-фазе несколько больше в первичных кристаллах (от 13,6 до

15,3 мас.%), чем в пластинчатой структуре (12,3 %). По мере повышения скорости кристаллизации в ε-фазе, образовавшейся в первичных кристаллах, отмечены постоянство титана и увеличение молибдена ( $Mo_{2,4}Ti_{1,4}Al_{6,2}$  против  $Mo_{2,1}Ti_{1,4}Al_{6,4}$ ) при существенно большем разбросе концентраций молибдена и алюминия (46,0–55,0 против 43,9–46,0 % для молибдена и 31,6–39,5 против 39,3–40,7 % для алюминия). Изменения состава ε-фазы в пластинчатой структуре были незначительны. В ультрадисперсной структуре концентрация

суммы молибдена и титана снижается за счет роста алюминия ( $Mo_{3,6}Ti_{1,3}Al_{5,1}$  в сравнении с  $Mo_{3,8}Ti_{1,5}Al_{4,6}$ ).

Таким образом, при медленном охлаждении кристаллизуется ультрадисперсная смесь фаз, состав которой близок к  $Mo_{3,8}Ti_{1,5}Al_{4,6}$ , при быстром —  $Mo_{3,6}Ti_{1,3}Al_{5,1}$ . Составы ультрадисперсной структуры и ε-фазы в первичных кристаллах при кристаллизации сплава Al–Mo–Ti изменяются симбатно, т.е. снижение концентрации молибдена в смеси фаз сопровождается ее ростом в ε-фазе.

Фазы, сформированные при неравновесной кристаллизации лигатуры АМТ, содержат:  $Mo_3Al_8$  — от 3,2 до 4,3 ат.% Ti, ε-фаза, расположенная в пластинчатой структуре, — до 21 ат.% Mo, в первичных

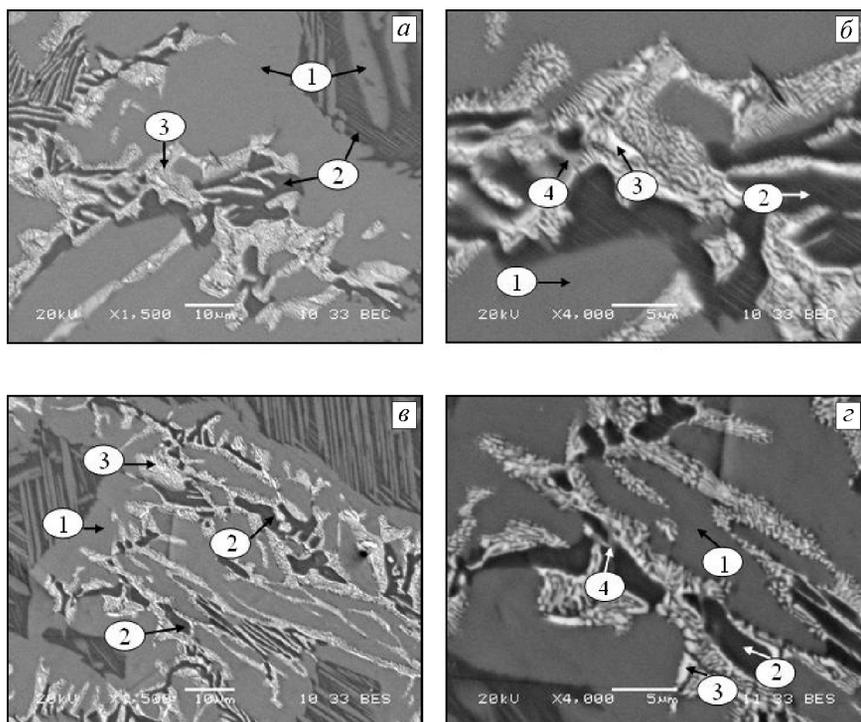


Рис. 2. Структура сплава Al–Mo–Ti в обратнорассеянных электронах  
а, б и в, з — образцы 2 и 3 соответственно

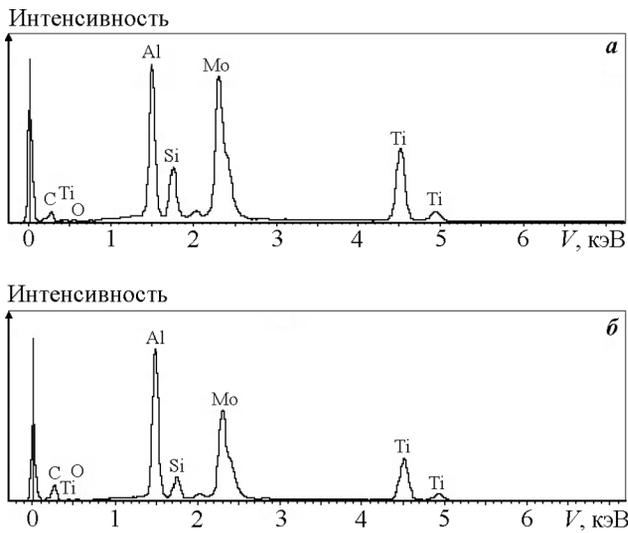


Рис. 3. Спектрограммы кремнийсодержащей  $\sigma$ -фазы  
 а – обр. 2, б – обр. 3

Таблица 3  
**Фазы, идентифицированные в первичных кристаллах и пластинчатой структуре сплава Al–Mo–Ti**

Фаза	Уровень слитка		
	Верх	Середина	Низ
Первичные кристаллы			
ф. 1	$\delta$ -фаза $Mo_{2,8}Ti_{0,3}Al_{6,9}$	$\delta$ -фаза $Mo_{2,8}Ti_{0,3}Al_{6,9}$	$\delta$ -фаза $Mo_{2,7}Ti_{0,4}Al_{6,8}$
ф. 2	$\epsilon$ -фаза $Mo_{2,2}Ti_{1,4}Al_{6,4}$	$\epsilon$ -фаза $Mo_{2,1}Ti_{1,4}Al_{6,4}$	$\epsilon$ -фаза $Mo_{2,4}Ti_{1,4}Al_{6,2}$
ф. 3	смесь фаз $p + \delta + \epsilon$ $Mo_4Ti_{1,5}Al_{4,5}$	смесь фаз $p + \delta + \epsilon$ $Mo_{3,8}Ti_{1,5}Al_{4,6}$	смесь фаз $p + \delta + \epsilon$ $Mo_{3,6}Ti_{1,3}Al_{5,1}$
ф. 4		$\sigma$ -фаза $Mo_{2,8}Ti_{2,3}Si_{0,3}Al_{4,4}$	$\sigma$ -фаза $Mo_{2,4}Ti_{2,1}Si_{0,8}Al_{4,7}$
ф. 4		$\sigma$ -фаза $Mo_{2,6}Ti_{2,6}Si_{1,3}Al_{3,5}$	
Пластинчатая структура			
ф. 1	$\delta$ -фаза $Mo_{2,8}Ti_{0,2}Al_7$	$\delta$ -фаза $Mo_{2,7}Ti_{0,4}Al_{6,9}$	$\delta$ -фаза $Mo_{2,7}Ti_{0,4}Al_{6,8}$
ф. 2		$\epsilon$ -фаза $Mo_2Ti_{1,1}Al_{6,8}$	$\epsilon$ -фаза $Mo_{2,1}TiAl_{6,8}$

Таблица 4  
**Температуры фазовых превращений, °C**

Фазовые превращения	Условия охлаждения		Равновесная кристаллизация [1]
	Медленное (обр. 2)	Быстрое (обр. 3)	
$\epsilon + p \rightarrow \beta + \delta$	1314,4	1311,0	1325
$\epsilon + \beta \rightarrow L + \delta$	1469,1	1479,6	1470
$\epsilon \rightarrow L + \delta$		> 1475	
Начало плавления $\delta$ -фазы (сплава)	1525	1530,3	> 1555

кристаллах — до 28 ат.% Мо. Отметим, что в равновесных условиях кристаллизации сплава в  $Mo_3Al_8$  и  $\epsilon$ -фазе растворяется до 2 ат.% Ti и 22 ат. % Мо соответственно [2].

Дифференциально-термическим анализом при нагреве в аргоне определены температуры фазовых превращений обр. 2 и 3 (табл. 4). Установлено, что в сравнении с равновесными условиями кристаллизации все фазовые превращения в образцах начинаются при более низких температурах. При  $t = 1311$  и  $1314$  °C происходит фазовое превращение  $\epsilon + p \rightarrow \beta + \delta$ , приводящее к исчезновению  $Mo_3Al$ . При  $t = 1479,6$  и  $1469,1$  °C начинается образование жидкой фазы, при  $1530$  °C — плавление сплава. Высокие скорости кристаллизации в нижней части слитка (обр. 3) практически не отразились на температурах фазовых превращений.

## ВЫВОДЫ

1. Методами оптической и растровой электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального, рентгеноструктурного и термического анализов в образцах лигатурного сплава Al–Mo–Ti выявлены и исследованы  $\epsilon$ ,  $p$ ,  $\delta$ -фазы. Параметры кристаллических решеток этих фаз, образовавшихся в неравновесных условиях кристаллизации, несущественно отличаются от литературных данных, относящихся к равновесным условиям кристаллизации сплава Al–Mo–Ti. Обнаружена кремнийсодержащая  $\sigma$ -фаза среднего состава  $Mo_{2,6}Ti_{2,3}Si_{0,6}Al_{4,2}$  и определены параметры и межплоскостные расстояния ее кристаллической решетки.

2. При первичной кристаллизации лигатурного сплава Al–Mo–Ti в неравновесных условиях не происходит образования тугоплавкой фазы  $Mo_3Al$  ( $t_{пл} = 2150$  °C). Ее присутствие в лигатуре обусловлено протеканием процессов вторичной кристаллизации, в ходе которых образуется ультрадисперсная структура  $Mo_3Al + Mo_3Al_8 + TiMoAl_6$  при  $t = 1311$  и  $1314$  °C.

3. В слитке лигатурного сплава Al—Mo—Ti наибольшая неоднородность по молибдену проявляется в перитектике первичных кристаллов, состоящей из пластинок  $\epsilon$ -фазы и ультрадисперсной смеси фаз  $p + \delta + \epsilon$ . В нижней части слитка, т.е. в области с высокой скоростью кристаллизации, неоднородность молибдена наибольшая, в то же время снижение концентрации Mo в смеси фаз сопровождается ее ростом в  $\epsilon$ -фазе, что нивелирует эту неоднородность.

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Tretyachenko L.* Aluminium—Molybdenum—Titanium // MSI Eureka Programm: Ternary Evaluations. 1989. [Электр. ресурс]. URL: <http://www.msiport.com/discover-msi-eureka/how-to-access-msi-eureka/eureka-viewer/download-installation/> (дата обращения 11.03.2010).
2. *Hansen R.C., Raman A.* // *Z. Metallkd.* 1970. Bd. 61. S. 115.
3. *Борисова Е.А., Бочвар Г.А.* Металлография титановых сплавов. М.: Металлургия, 1982.

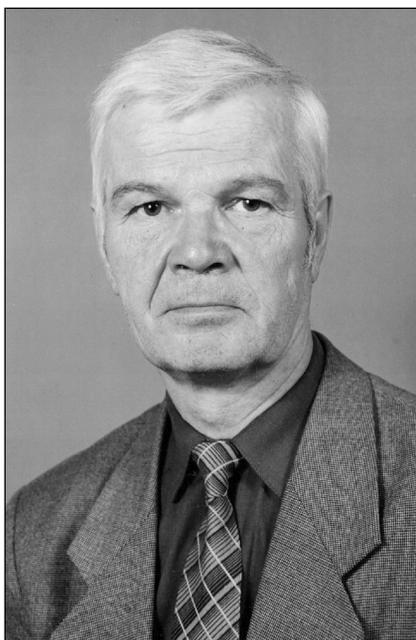
## 75 ЛЕТ ВЛАДИМИРУ АЛЕКСАНДРОВИЧУ ЛЕБЕДЕВУ

23 января 2014 г. исполнилось 75 лет Лебедеву Владимиру Александровичу — заведующему кафедрой металлургии легких металлов Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н.Ельцина (УрФУ, г. Екатеринбург).

Лебедев В.А. — доктор химических наук (1978 г.), профессор (1980 г.), членкор. РАЕН, стаж работы в УрФУ — более 50 лет.

Он является автором фундаментальных работ по термодинамике сплавов, кинетике, избирательности электрохимических процессов в расплавленных средах, получивших международное признание. Им раскрыто влияние электрокапиллярных явлений на кинетику электродных процессов в жидкой системе металл—соль. На этой основе предложены оригинальные способы интенсификации электролиза импульсным током, неравномерной поляризацией жидкометаллического электрода. Впервые описана поляризация, сопровождающая зарождение твердых фаз на поверхности жидкометаллического катода, показано ее значительное влияние на избирательность. Введено понятие «условный стандартный потенциал сплава», предложены методы его расчета и экспериментального определения, обоснована целесообразность применения в электрохимии. Раскрыто существенное влияние природы солевого и жидкометаллического растворителей, температуры, режимов электролиза на эффективность разделения элементов, регенерации облученного ядерного топлива.

Разработанная В.А. Лебедевым технология переработки отходов литий-алюминиевых сплавов в алюминиевых



электролизерах внедрена на Уральском, Богословском и Красноярском алюминиевых заводах со значительным экономическим эффектом. Технология переработки уран-алюминиевых сплавов и композиций в солевых расплавах реализована в НИИ атомных реакторов (г. Димитровград).

Владимир Александрович — автор 3 монографий, 7 учебных пособий, более 500 научных работ, 60 изобретений. Им подготовлено 22 кандидатов наук, 6 из которых стали докторами наук. Он активно привлекает к научно-исследовательской работе студентов.

За 30 лет его заведования кафедрой она выпустила более 1600 инженеров, бакалавров и магистров. Под руководством В.А. Лебедева выполнены 55 хозяйственных работ.

Владимир Александрович активно участвовал в общественной деятельности, исполнял обязанности председателя месткома УПИ, 5 лет (1980—1985) руководил партийной организацией этого вуза, избирался депутатом районного и городского Советов. Он удостоен знака Минвуза СССР «За отличные успехи в работе», награжден медалями «За доблестный труд», «Ветеран труда», ему присвоены звания «Почетный работник высшего образования России», «Заслуженный работник высшей школы Российской Федерации».

Редакция нашего журнала, членом редколлегии которого является В.А. Лебедев, присоединяется к поздравлениям его коллег и учеников и желает Владимиру Александровичу крепкого здоровья, долгих лет жизни и дальнейших творческих успехов.