

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ГИП-ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ГАММА-АЛЮМИНИДА ТИТАНА

*Н.А. Белов*, дир. центра Национального исследовательского технического университета «МИСиС», д-р техн. наук, проф.

*Статья посвящена созданию физико-химических основ баротермической обработки новых литых сплавов на основе алюминия, никеля, титана и алюминидов титана с целью снижения уровня пористости, оптимизации химической однородности и характеристики структуры составляющих указанных сплавов.*

**Ключевые слова:** гамма-алюминид титана, отливка, горячее изостатическое прессование (ГИП), фазовый состав, микроструктура.

**Введение.** Сплавы на основе гамма алюминид титана TiAl (далее  $\gamma$ -сплавы) представляются одними из наиболее перспективных материалов для получения лопаток газотурбинных двигателей нового поколения, в частности методами фасонного литья [1–3]. Эти сплавы должны обладать не только высокими литейными свойствами, но и комплексом разных механических свойств: прочностью, пластичностью, усталостными свойствами, жаропрочностью и т. д. [4–7].

Особенностью  $\gamma$ -сплавов является высокая чувствительность их свойств даже к небольшим изменениям концентраций легирующих элементов и к параметрам технологического процесса, в частности к режиму термообработки [8–10]. Следует отметить, что литые сплавы обладают «фундаментальным» недостатком, связанным с образованием усадочной пористости в отливках, что резко снижает их механические свойства. Поэтому отливки  $\gamma$ -сплавов, предназначенные для ответственных изделий, практически всегда подвергаются горячему изостатическому прессованию (ГИП), которое является важнейшим этапом термообработки [1, 6, 11, 12].

Температура ГИП-обработки в значительной мере определяет конечную структуру и, как следствие, эксплуатационные свойства отливок. В частности, в ряде патентов выбор этой температуры регламентируется фазовым составом, что вытекает из диаграммы Ti–Al [11, 12]. Однако промышленные сплавы содержат, как правило, различные легирующие добавки (Nb, Cr, Mo, Mn, W, V, Fe и др.), что требует использования соответствующих многокомпонентных фазовых диаграмм. Поскольку их графический анализ весьма затруднителен, то целесообразно использовать специализированные компьютерные программы.

В данной работе приводятся результаты такого анализа, выполненного применительно к двум характерным группам  $\gamma$ -сплавов: типа 48-2-2 (на базе системы Ti–Al–Nb–Cr) [1, 2] и типа TNM (на базе системы Ti–Al–Nb–Mo) [13, 14].

**Расчет фазового состава систем Ti–Al–Nb–Cr и Ti–Al–Nb–Mo.** Количественный анализ фазового состава двух отобранных групп  $\gamma$ -сплавов, проводили с помощью программы Thermo-Calc (версия TCW5, база данных TTTIAL). Марочные  $\gamma$ -сплавы содержат алюминий в количестве от 42 до 49 молярных долей (далее – мол. %) при наличии других легирующих до 10 мол. %. В сплавах первого поколения (к ним принадлежат сплавы типа 48-2-2) содержание алюминия находится вблизи верхнего предела указанного типа. В сплавах третьего поколения (представителями которых являются сплавы типа TNM) количество алюминия, наоборот, ближе нижнему пределу (см. табл. 1).

Для качественной оценки фазового состава многокомпонентных сплавов традиционно используют сечения соответствующих систем [2]. Поскольку ГИП-обработку проводят в интервале от 1100 до 1400 °С [1, 6, 11, 12], то рассчитывали изотермические разрезы при граничных и средней температурах данного интервала. Разрезы строили при постоянной концентрации алюминия: 48 мол. % Al для системы Ti–Al–Nb–Cr и 42 мол. % Al для системы Ti–Al–Nb–Mo.

Как видно из рис. 1, а, сплав 48-2-2 при 1400 °С имеет однофазную  $\alpha$ -структуру. Из этого вытекает, что  $\alpha$ -зерна, не имея препятствий в виде включений других фаз, могут быть весьма крупными. Следовательно, для данного сплава ГИП-обработка при этой температуре заведомо не оптимальна. Сплав TNM при 1400 °С находится в двухфазной  $\alpha+\beta$  области (рис. 1, б). При 1250 °С в обоих сплавах должен появиться интерметаллид  $\gamma$  (рис. 1, в, г), а при 1100 °С эти сплавы попадают в область  $\alpha+\beta+\gamma$  (рис. 1 д, е). Следует отметить, что применительно к системе Ti–Al–Nb–Cr данная трехфазная область весьма узка. Из этого вытекает, что при небольших изменениях концентраций ниобия и хрома сплав 48-2-2 может попасть в двухфазные области:  $\alpha+\gamma$  или  $\beta+\gamma$  (рис. 1, д).

Количественный анализ фазового состава при температурах ГИП-обработки проводили для средних составов сплавов 48-2-2 и TNM (табл. 1). Результаты расчета состава фаз и их массовых долей (далее – масс. %) при трех характерных температурах приведены в табл. 2.

Как видно из табл. 2, содержание фазы  $\gamma$  в сплаве 48-2-2 составляет 62 % при 1250 °С и при 94 % при 1100 °С. Следует отметить, что количество  $\alpha$ -фазы в последнем случае очень мало: всего 2 %. Поскольку состав и количество  $\alpha$ -фазы перед началом эвтектоидного пре-

Таблица 1

**Состав анализируемых  $\gamma$ -сплавов**

Сплав	Концентрация <sup>1</sup> , мол. %				Концентрация <sup>1</sup> , масс. %			
	Al	Nb	Cr	Mo	Al	Nb	Cr	Mo
48-2-2	48	2	2	–	33,3	4,8	2,7	–
TNM	42	4	–	1	27,4	9,0	–	2,3

Примечание: 1. Остальное – титан.

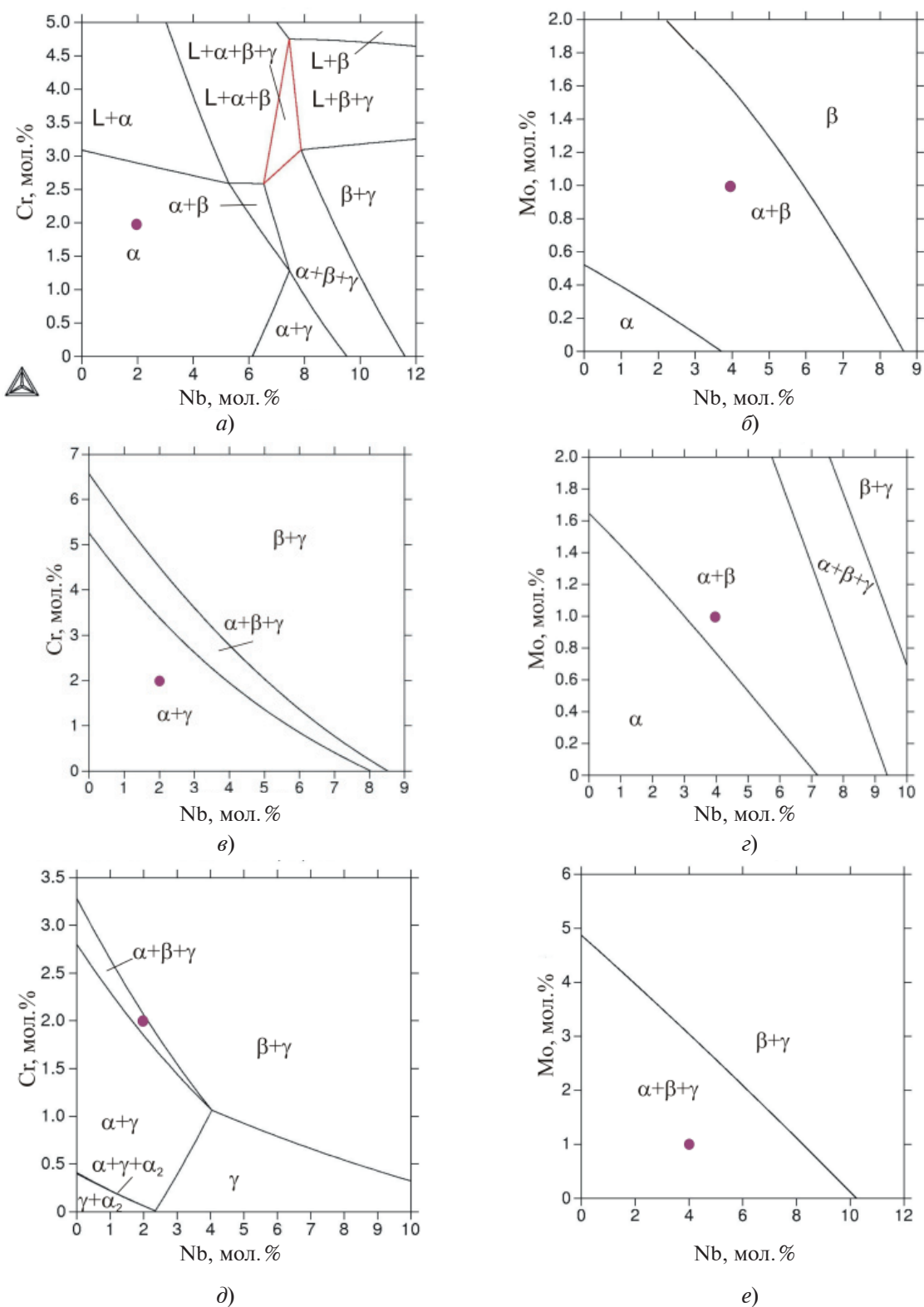
Таблица 2

**Количественные параметры фазового состава анализируемых  $\gamma$ -сплавов при характерных температурах**

Сплав <sup>1</sup>	Т, °С	Фаза	Q <sub>M</sub> <sup>2</sup> , масс. %	Концентрации элементов, масс. %				
				Al	Nb	Cr	Mo	Ti
48-2-2	1100	$\alpha$	2	27	4	4	–	65
		$\beta$	4	25	7	9	–	59
		$\gamma$	94	4	5	2	–	59
	1250	$\alpha$	38	30	4	4	–	62
		$\gamma$	62	35	5	2	–	58
	1400	$\alpha$	100	33	5	3	–	59
TNM	1100	$\alpha$	62	26	8	–	2	64
		$\beta$	11	24	14	–	7	56
		$\gamma$	27	32	10	–	1	57
	1250	$\alpha$	91	27	9	–	2	62
		$\beta$	9	25	13	–	6	56
	1400	$\alpha$	23	29	8	–	1	62
		$\beta$	77	27	9	–	3	61

Примечания: 1. См. табл. 1.

2. Массовая доля фазы.



**Рис. 1. Изотермические сечения систем Ti–Al–Nb–Cr (а, в, д) и Ti–Al–Nb–Mo (б, г, е) при 1400 °С (а, б) 1250 °С (в, г) и 1100 °С (д, е):**  
 а, в, д – при 48 мол. % Al; б, г, е – при 42 мол. % Al

вращения определяет состав и количество эвтектоидной смеси  $\gamma+\alpha_2$ , то количество этого эвтектоида после ГИП-обработки при этой температуре будет очень малым. Из этого вытекает необходимость проведения дополнительного отжига в области с достаточно большим количеством  $\alpha$ -фазы. Следует отметить, что концентрации легирующих элементов в фазах  $\alpha$  и  $\gamma$  в этом интервале температур меняются незначительно.

В сплаве TNM снижение температуры с 1400 до 1250 °С, не меняя фазового состава (он остается двухфазным  $\alpha+\beta$ ), приводит к значительному увеличению доли  $\alpha$ -фазы: с 23 до 91 %. Из этого следует, что эвтектоидные колонии  $\alpha_2+\gamma$  будут основной структурной составляющей, а наличие включений  $\beta$  позволит получить сравнительно малый размер этих колоний. Снижение температуры до 1100 °С согласно расчету предполагает появление значительного количества  $\gamma$ , что нежелательно.

**Экспериментальные изучения микроструктуры и фазового состава сплава типа TNM.** Объектами экспериментального исследования были фрагменты лопатки сплава типа TNM, выплавленной и залитой в формы в условиях ОАО «УМПО» (рис. 2). По данным спектрального анализа сплав содержал 41,3 % Al; 4,4 % Nb и 1,1 % Mo (мол. %), т. е. был достаточно близок анализируемому составу (табл. 1). ГИП-обработку образцов проводили в атмосфере аргона на установке HIRP 25/70-200-2000 при температуре 1250 °С и давлении 170 МПа. Микроструктуру литых и термообработанных образцов изучали на световом (СМ) и электронном сканирующем (СЭМ) микроскопах: Axio Observer MAT и JSM-6610LV соответственно. Микроскоп JSM-6610LV укомплектован энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA SDD X-MAX производства Oxford Instruments и программным обеспечением INCA Energy для проведения микроанализа.

В литой структуре выявляется много пор, размер некоторых из них достигает 0,5 мм (рис. 3, а), что абсолютно недопустимо для деталей ответственного назначения. Основной структурной составляющей исследуемого сплава являются эвтектоидные колонии, состоящие из пластин  $\gamma$  и  $\alpha_2$ , что согласуется с результатами расчета. По границам этих колоний выявляются частицы, которые, по данным анализа их химического состава, представляют собой фазы  $\gamma$  и  $\beta$ .

ГИП-обработка приводит к заметному улучшению микроструктуры отливки (рис. 3, б), делая ее более однородной и дисперсной по сравнению с литым состоянием. Следует отметить, что поры не были выявлены. Результаты микроанализа, приведенные в табл. 3, показывают наличие трех структурных составляющих. Как и следовало ожидать, состав эвтектоидных колоний (позиции 1 и 2) близок составу  $\alpha$ -фазы при температуре отжига (табл. 2). С другой стороны, экспериментальные значения концентрации ниобия и алюминия во включениях фазы  $\beta$  несколько отличаются от расчетных значений при 1250 °С. Это можно объяснить тем, что



Рис. 2. Внешний вид лопатки из гамма-сплава типа TNM

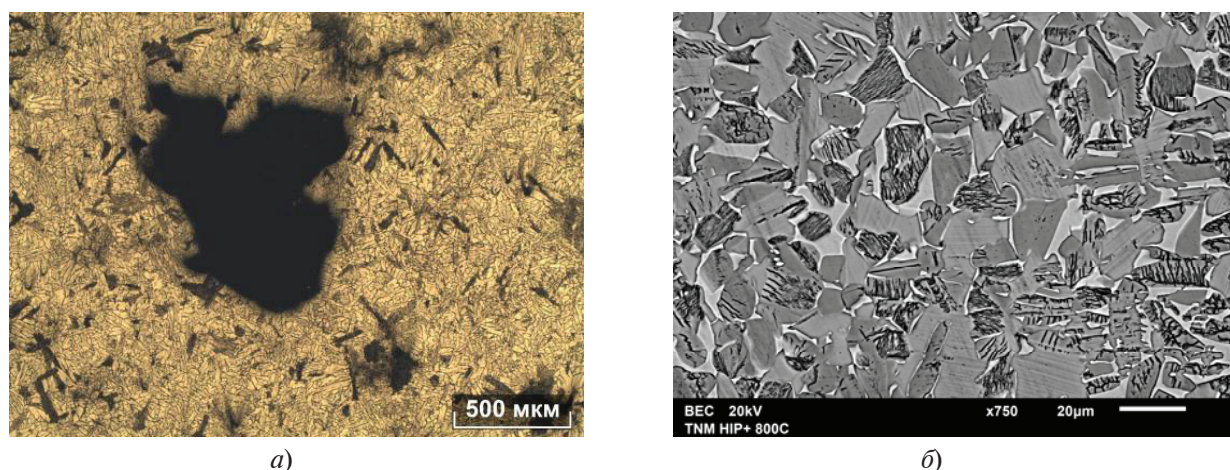


Рис. 3. Микроструктура гамма-сплава на основе алюминид титана сплава в литом состоянии (а) и после ГИП-обработки при 1250 °С (б):

а – СМ, б – СЭМ

Таблица 3

Химический состав фаз и эвтектидных колоний после ГИП-обработки

№	Фазы	Ti		Al		Nb		Mo	
		Масс.%	Мол.%	Масс.%	Мол.%	Масс.%	Мол.%	Масс.%	Мол.%
1	$\alpha_2+\gamma$	61,8	51,0	26,8	41,2	9,4	4,1	2,0	0,8
2	$\alpha_2+\gamma$	60,9	50,6	27,8	42,4	9,4	4,1	2,0	0,8
3	$\beta$	62,7	51,4	20,3	32,6	11,0	4,8	6,0	2,6
4	$\beta$	63,2	51,6	20,4	32,7	11,0	4,8	6,0	2,4
5	$\gamma$	58,9	49,8	30,1	45,3	9,6	4,2	1,4	0,6
6	$\gamma$	59,0	49,9	30,0	45,1	9,6	4,2	1,4	0,6

диффузия ниобия в титане происходит медленнее по сравнению с алюминием. Можно предположить, что трехчасовая выдержка при ГИП-обработке была недостаточной для достижения полного равновесия по ниобию. С другой стороны, экспериментально определенный состав вторичных выделений  $\gamma$ -фазы (табл. 3) весьма близок расчетному составу при 1100 °С (см. табл. 2).

В целом экспериментальные и расчетные значения хорошо согласуются между собой. Из этого следует, что применительно к многокомпонентным  $\gamma$ -сплавам совместное использование базы TTPAL (для расчета фазового состава) и возможностей современных сканирующих микроскопов позволяет существенно повысить эффективность экспериментальных исследований, которые для этих материалов весьма трудоемки.

#### Выводы:

1. С использованием программы Thermo-Calc рассчитаны изотермические сечения систем Ti–Al–Nb–Cr и Ti–Al–Nb–Mo в интервале от 1100–1400 °С применительно к ГИП-обработке двух характерных сплавов на основе гамма-алюминид титана типа 48-2-2 и TNM.

2. Показано, что фазовый состав проанализированных сплавов, включая массовые доли разных фаз ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ), сильно зависит от температуры.

3. На примере сплава типа ТНМ показано, что экспериментальные данные, в целом, подтверждают результаты расчета, поэтому использование специализированных компьютерных программ совместно с современными возможностями СЭМ позволяет существенно повысить эффективность экспериментальных исследований.

Работа выполнена в рамках госконтракта № 14.527.12.0009 от 11.10.2011 г. Минобрнауки РФ (мероприятие 2.7) по проекту «Разработка и внедрение новой технологии изготовления лопаток турбины и компрессора для перспективных газотурбинных двигателей».

### **Список литературы**

1. **Ильин А.А., Колачев Б.А., Полюкин И.С.** Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. М.: ВИЛС-МАТИ, 2009.
2. **Appel F., Paul J.D.H. and Oehring M.** «Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology», Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, 2011.
3. **Xinhua Wu** «Review of alloy and process development of TiAl alloys». Intermetallics 14 (2006), P. 1114.
4. **Barbosa J., Ribeiro C. Silva, Caetano Monteiro A.** «Influence of superheating on casting of  $\gamma$ -TiAl». Intermetallics 15 (2007) P. 945.
5. **Kuang J.P., Harding R.A., Campbell J.** «Microstructures and properties of investment castings of  $\gamma$ -titanium aluminide». Materials Science and Engineering A329–331 (2002) P. 31.
6. **Kuang J.P., Harding R.A., Campbell J.** The effects of HIP pore closure and age hardening on primary creep and tensile property variations in a TiAl XD alloy with 0.1 wt. % carbon. Materials Science and Engineering A329–331 (2002) P. 31.
7. **Hodge A.M., Hsiung L.M., Nieh T.G.** Creep of nearly lamellar TiAl alloy containing W. Scripta Materialia 51 (2004) P. 411.
8. **Hao Y.L., Yang R., Cui Y.Y., Li D.** The influence of alloying on the  $\alpha_2/(\alpha_2+\gamma)/\gamma$  phase boundaries in TiAl based systems. Acta mater. 48 (2000) P. 1313.
9. **Kainuma R., Fujita Y., Mitsui H., Ohnuma I., Ishida K.** Phase equilibria among  $\alpha$  (hcp),  $\beta$  (bcc) and  $\gamma$  (L10) phases in Ti–Al base ternary alloys. Intermetallics 8 (2000), P. 855.
10. **Huang Z.W., Voice W., Bowen P.** Thermal exposure induced  $\alpha_2+\gamma \rightarrow B2(\omega)$  and  $\alpha_2 \rightarrow B2(\omega)$  phase transformations in a high Nb fully lamellar TiAl alloy. Scripta Materialia 48 (2003), P. 79.
11. **Thomas J. Kelly etc.** Heat Treatment of Gamma Titanium Aluminide Alloy, patent US 6,231,699 (May, 15, 2001).
12. **Thomas J. Kelly etc.** Method for Heat Treating Gamma Titanium Aluminide Alloy, patent US 5,634,992 (Jun. 3, 1997).
13. **Güther V., Rothe C., Winter S. and Clemens H.** Metallurgy, Microstructure and Properties of Intermetallic TiAl Ingots, ВНМ (2010) Vol. 155(7). P. 325–329.
14. **Белов Н.А., Белов В.Д.** Анализ формирования литомикроструктуры гамма (TiAl)-сплава ТНМ-В<sub>1</sub> / Литейщик России. 2012. № 6.