

релаксации, которое с ростом t вносит все больший вклад в процесс кристаллизации. В связи с этим построенная модель дает достоверные результаты только при малом времени выдержки.

ВЫВОДЫ

1. Исследована кинетика кристаллизации объемного металлического стекла на основе циркония. Выявлено, что активному протеканию кристаллизации предшествует инкубационный период, что может говорить о том, что превращение проходит по механизму зарождения и роста зародышей, а полученное значение кинетического параметра (n) свидетельствует о трехмерном их росте.

2. Рентгенографический анализ структуры отожженных образцов показал, что в результате кристаллизации исходного аморфного сплава в основном выделяются фазы двух типов — $ZrCu$ и Al_2Zr_3 .

3. Построена модель кинетики кристаллизации сплава $Zr_{65}Fe_5Cu_{20}Al_{10}$ в изотермических условиях в диапазоне $T = 420 \div 440$ °С. Однако проверка модели показала, что она применима при небольшом количестве кристаллических фаз, что может быть связано с изменением кинетики кристаллизации при увеличении их доли.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 14.А18.21.1212 «Исследование структуры и свойств наноструктурированных металлических стекол для разработки новых функциональных материалов».

ЛИТЕРАТУРА

1. Inoue A. // Mater. Trans. JIM. 1995. Vol. 36. P. 866—75.
2. Johnson W.L. // MRS Bull. 1999. Vol. 24. P. 42—56.
3. Inoue A. // Acta Mater. 2000. Vol. 48. P. 279—306.
4. Inoue A., Zhang W., Tsurui T. et al. // Philos. Mag. Lett. 2005. Vol. 85. P. 221—229.
5. Louzguine D.V., Kato H., Inoue A. // Appl. Phys. Lett. 2004. Vol. 84. P. 1088—1089.
6. Das J., Tang M.B., Kim K.B. et al. // Phys. Rev. Lett. 2005. Vol. 94. P. 205501.
7. Глезер А.М. // Рос. хим. журнал. 2002. Т. XLVI, № 5. С. 57—63.
8. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Гуров А.Ф. и др. // ФТТ. 1999. Т. 41. С. 1129—1133.
9. Qiao J.C., Pelletier J.M. // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2012. № 22. P. 577—584.
10. Chen Qi, Liu Lin, Chan K.C. // J. Alloys and Compounds. 2006. № 419. P. 71—75.
11. Kissinger H.E. // Anal. Chem. 1957. Vol. 29. P. 1702—1706.

УДК 669.017 : 669.295

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕРМООБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ОТЛИВОК β -ЗАТВЕРДЕВАЮЩЕГО СПЛАВА ТИПА TNM НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-Al-Nb-Mo

© 2013 г. Н.А. Белов, М.Е. Самошина

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Целью работы являлось изучение влияния горячего изостатического прессования (ГИП) на микроструктуру и фазовый состав сплавов на основе алюминида титана с помощью экспериментальных и расчетных методов. С использованием программы Thermo-Calc рассчитаны изотермические и политермические сечения системы Ti-Al-Nb-Mo, установлены значения температур ликвидуса, солидуса и других фазовых превращений. Показано, что общий характер микрострук-

Белов Н.А. – докт. техн. наук, директор Инжинирингового центра «Инновационные литейные технологии и материалы», профессор кафедры технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, В-49, Ленинский пр-т, 4). Тел.: (495) 951-19-28. E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Самошина М.Е. – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. той же кафедры. E-mail: samoshina@list.ru.

туры после вакуумного отжига и после ГИП-обработки при $t = 1250$ °С примерно одинаковый: эвтектоидные колонии $\gamma + \alpha_2$ и относительно компактные частицы фаз β и γ . Однако вакуумный отжиг, в отличие от ГИП, не приводит к устранению литейной пористости. Полученные данные металлографического и микрорентгеноспектрального методов анализа в целом подтверждают результаты расчета.

Ключевые слова: алюминид титана, лопатки газотурбинных двигателей, горячее изостатическое прессование, фазовый состав, микроструктура, ГИП-обработка.

The work purpose is a study of the effect of hot isostatic pressing (HIP) on the microstructure and phase composition of titanium aluminide based alloys using experimental and computational methods. Isothermal and polythermal sections of the Ti–Al–Nb–Mo system, liquidus, solidus, and other phase change temperatures are calculated by dint of Thermo-Calc program. General character of microstructure after vacuum annealing and HIP-processing at $t = 1250$ °С is shown to be about identical: $\gamma + \alpha_2$ eutectoid colonies and relatively compact particles of β and γ phases. However vacuum annealing, unlike HIP, does not result in elimination of casting porosity. The data of metallographic and X-ray microspectroscopic analyses confirm the computational results as a whole.

Key words: titanium aluminide, gas-turbine engine blades, hot isostatic pressing, phase composition, microstructure, HIP-processing.

ВВЕДЕНИЕ

Литейные сплавы на основе алюминид титана TiAl (далее γ -сплавы) представляются одними из наиболее перспективных материалов для получения лопаток газотурбинных двигателей нового поколения [1–4]. Они должны обладать не только высокими литейными свойствами [5–9], но и механическими: прочностью, пластичностью, усталостными показателями и, самое главное, жаропрочностью [10–12]. Особенностью γ -сплавов является высокая чувствительность их характеристик даже к небольшим изменениям концентраций легирующих элементов, а также к параметрам технологического процесса, в частности к режиму термообработки [13–20]. Причем отливки практически всегда подвергают горячему изостатическому прессованию (ГИП). Поэтому температура ГИП-обработки в значительной мере определяет их конечную структуру.

Сплав 3-го поколения TNM-В₁ кроме алюминия содержит еще 3 легирующих компонента — ниобий, молибден и бор [21]. Поэтому для анализа его фазового состава требуется 4-компонентная (Ti–Al–Nb–Mo) система, если не считать модифицирующую добавку бора. Графическим методом провести количественный анализ таких систем практически нереально, поэтому целесообразно применение специализированных компьютерных программ, например Thermo-Calc, для анализа фазового состава промышленных алюминиевых сплавов [22].

В данной работе была пос-

тавлена следующая задача: с помощью экспериментальных и расчетных методов изучить влияние ГИП-обработки на микроструктуру и фазовый состав отливок γ -сплава TNM-В₁.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДИКИ

Объектами экспериментального исследования были фрагменты отливки сплава, выплавленного и залитого в формы в условиях ОАО «УМПО», г. Уфа (рис. 1), состав которого приведен в табл. 1. Как видно, в процессе плавки произошло некоторое изменение исходного состава, главным образом за счет угара алюминия (обозначим сплав полученного состава как X).

ГИП-обработку сплава X проводили в атмосфере аргона на установке HIRP 25/70-200-2000 (с графитовым нагревателем) при температуре 1250 °С и давлении 170 МПа. Загрузка литых образцов в камеру показана на рис. 1, а. Средняя скорость охлаждения в интервале $T = 1250 \div 900$ °С составляла $v_{\text{охл}} = 0,1$ К/с. Влияние ГИП-обработки оценивали в сравнении с

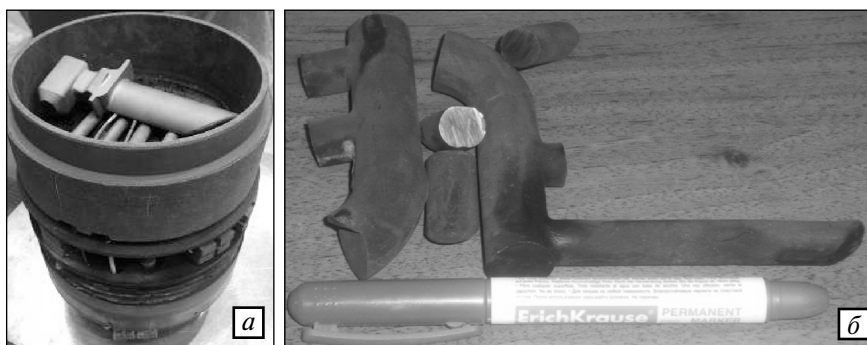


Рис. 1. Внешний вид образцов сплава X до (а) и после (б) ГИП-обработки

Таблица 1

Химический состав исходных слитков и экспериментальных отливок

Al		Nb		Mo		B		C		H		N		O	
мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %
Исходные слитки* (сплав TNM-B ₁)															
43,5	28,6	4,0	9,3	1,0	2,4	0,1	0,03	0,03	0,01	0,12	0,003	0,01	0,005	0,15	0,06
Отливки** (сплав X)															
41,3	26,7	4,4	9,7	1,1	2,5	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

* По данным сертификата производителя.
** По результатам спектрального анализа.

вакуумным отжигом, который проводили при той же температуре в вакуумной печи сопротивления ВЭ-3-16 с графитовым нагревателем. Вакуум был $5 \cdot 10^5$ мм рт. ст., а $v_{\text{охл}} = 0,21$ К/с в том же температурном диапазоне. Использование графитовых нагревателей при ГИП-обработке и вакуумном отжиге привело к потемнению поверхности образцов, но не затронуло их объем, что видно на фотографии рис. 1, б.

Микроструктуру литых и термообработанных образцов изучали на световом (СМ) и электронном сканирующем (СЭМ) микроскопах: Axio Observer MAT и JSM-6610LV соответственно. Последний укомплектован энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA SDD X-MAX производства «Oxford Instruments» и программным обеспечением INCA Energy для проведения микроанализа, построения профилей состава и карт распределения элементов. Образцы для металлографических исследований готовили механической полировкой. Шлифы подвергали химическому травлению в реактиве состава, мл: 1 HF, 1,5 HCl, 2,5 HNO₃ и 95 H₂O, в течение 15 с.

Количественный анализ фазового состава γ -сплава TNM-B₁ проводили с помощью программы Thermo-Calc (версия TCW5, база данных TTTAl), исходя из фактического состава фрагмента отливки.

РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА СИСТЕМЫ Ti-Al-Nb-Mo

Для полуколичественной оценки фазового состава многокомпонентных сплавов традиционно используют изотермические и политермические разрезы соответствующих систем [22]. Поскольку структура γ -сплавов очень чувствительна к концентрации легирующих элементов, особенно алюминия,

то даже небольшие изменения состава могут заметно на нее повлиять. Кроме того, в слитках и отливках, как правило, имеется ликвация по химическому составу, поэтому в пределах одного сплава могут встречаться участки с разным фазовым составом.

Применительно к фактическому составу исследуемых образцов (см. табл. 1) были рассчитаны характерные разрезы системы Ti-Al-Nb-Mo (рис. 2 и 3). Политермический разрез, рассчитанный при постоянных концентрациях Nb и Mo (4,4 и 1,1 % соответственно) и переменной — алюминия применительно к γ -сплавам показан на рис. 2, а. Из него видно, что в равновесных условиях рассматриваемый сплав имеет простой характер кристаллизации: после образования первичных кристаллов β -фазы затвердевание заканчивается в однофазной области. Иными словами, равновесная кристаллизация этого γ -сплава характеризуется только двумя температурами — ликвидуса (T_L) и солидуса (T_S). Однако при охлаждении в твердом состоянии, согласно строению данного разреза, следует ожидать весьма сложного изменения фазового состава и структуры.

После охлаждения в β -области должно начаться полиморфное превращение $\beta \rightarrow \alpha$ (т. T_α на рис. 2, а), а затем происходит выделение вторичных γ -кристаллов (т. T_γ). Точка T_E отвечает эвтектоидному превращению $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$, которое в значительной мере определяет конечную структуру γ -сплавов. Расчетные значения критических температур приведены в табл. 2. Следует отметить, что в четверной системе Ti-Al-Nb-Mo в отличие от двойной (Ti-Al) эвтектоидное превращение должно протекать в некоем интервале температур. Однако, как видно из рис. 2, б, он весьма мал (около 0,5 °С), поэтому далее он не учитывается.

Сплавы, в которых кристаллизация заканчивается в однофазной β -области (так называемые

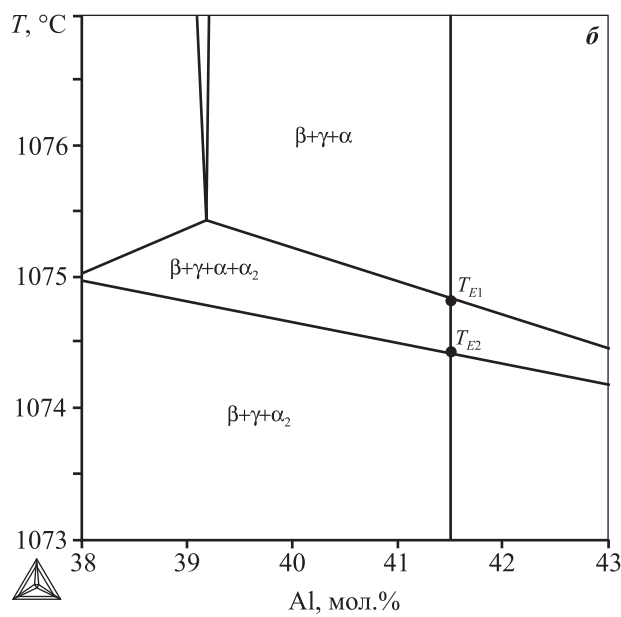
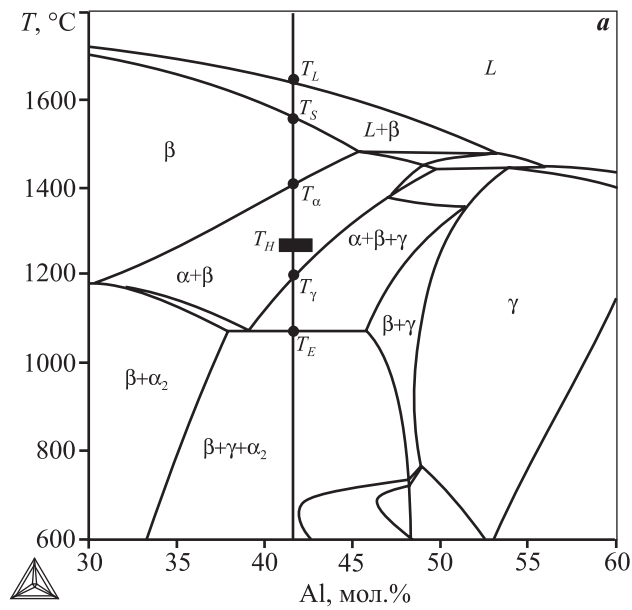


Рис. 2. Политермическое сечение диаграммы Ti–Al–Nb–Mo при концентрации 4,4 мол.% Nb и 1,1 мол.% Mo в области γ -сплавов

a – общий вид, *б* – фрагмент при температурах вблизи эвтектидного превращения

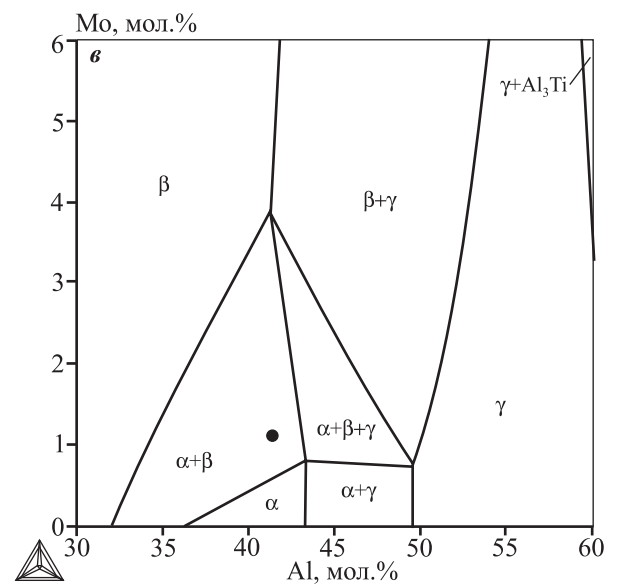
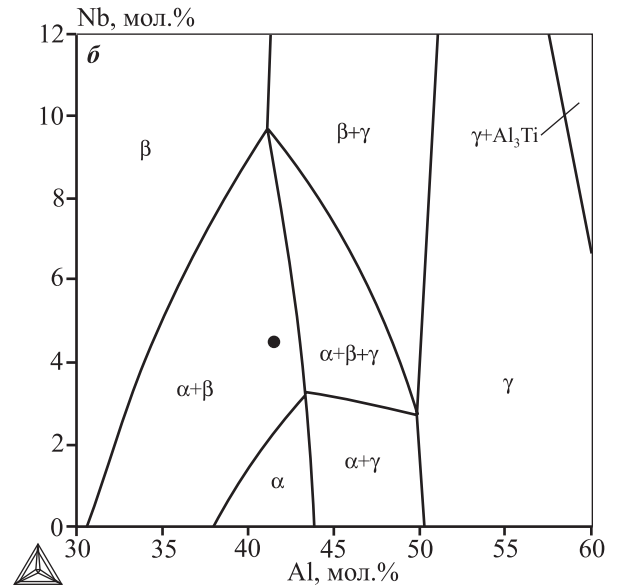
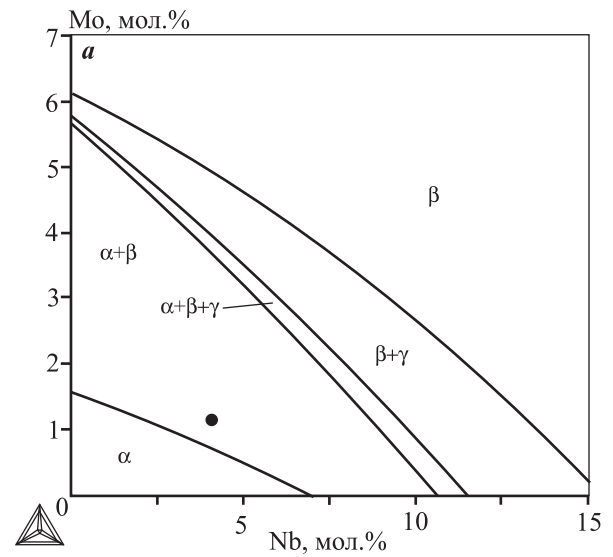


Рис. 3. Изотермические сечения диаграммы Ti–Al–Nb–Mo при $T = 1250\text{ }^\circ\text{C}$
a – 41,5 мол.% Al, *б* – 1,1 мол.% Mo, *в* – 4,4 мол.% Nb

β -затвердевающие сплавы), в настоящее время представляются наиболее перспективными. Их многофазная структура более дисперсна (по сравнению с перитектическими сплавами), поскольку она формируется в результате фазовых превращений в твердом состоянии. Рассматриваемый сплав, даже с учетом возможной ликвации по алюминию, заведомо является β -затвердевающим. Формирование его фазового состава в равновесных условиях следует начинать с температуры отжига (т. T_H на рис. 2, а), при которой сплав попадает в двухфазную $\alpha + \beta$ -область.

Изотермические разрезы системы Ti–Al–Nb–Mo, рассчитанные при $T = 1250^\circ\text{C}$ (рис. 3), позволяют оценить совместное влияние двух легирующих элементов на фазовый состав рассматриваемого сплава при средней концентрации третьего компонента. В частности, из рис. 3, а видно, что при среднем содержании алюминия снижение концентраций ниобия и молибдена может привести к исчезновению β -фазы и попаданию в однофазную α -область, а их повышение оказывает более сложное влияние на фазовый состав: сначала появляется фаза γ , а затем происходит попадание в однофазную β -область. Изотермические разрезы при средних концентрациях Mo и Nb (см. рис. 3, б и в соответственно) имеют сходное строение. Из них следует, что при увеличении содержания Al можно ожидать появления γ -фазы (попадание в трехфазную область $\beta + \alpha + \gamma$).

Для анализа формирования структуры сплава после ГИП-обработки рассчитывали состав фаз и их количество при характерных температурах, начиная с T_H . Как видно из табл. 3, при 1250°C структура сплава должна состоять из ~80 мас.% α -фазы и ~20 мас.% β -фазы. При этом разница в составе фаз невелика (за исключением молибдена, который в основном находится в β -фазе). При охлаждении до T_γ количество β -фазы должно несколько снизиться, а концентрации Nb и Mo в ней, наоборот, возрасти. На следующей стадии (от T_γ до T_E) должно происходить формирование вторичных выделений γ -фазы, максимальное содержание которой, согласно расчету, составляет 27 мас.%. Следует отметить, что доля β -фазы немного увеличивается при сохранении тенденции повышения в ней концентраций Nb и Mo. Очевидно, что состав и количество α -фазы перед началом эвтектоидного превращения определяют состав и количество эвтектоидной смеси $\gamma + \alpha_2$. После эвтектоидного превращения доля β -фазы растет (с 18 до 26 мас.%), что свидетельствует об

Таблица 2
Расчетные значения критических температур экспериментального γ -сплава

Обозначение	Процесс	$T, ^\circ\text{C}$
T_L	Ликвидус (начало реакции $L \rightarrow \beta$)	1601
T_S	Солидус (окончание реакции $L \rightarrow \beta$ в однофазной β -области)	1562
T_α	Выделение фазы α (переход в фазовую область $\alpha + \beta$)	1403
T_γ	Выделение фазы γ (переход в фазовую область $\alpha + \beta + \gamma$)	1188
T_E	Эвтектоидное превращение $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$	1075*

* $T_E = 1075 \pm 1074,5^\circ\text{C}$.

Таблица 3
Количественные параметры фазового состава сплава X при характерных температурах

$T, ^\circ\text{C}$	Фаза	Q_M^* , мас.%	Концентрация элементов, мас.%			
			Ti	Al	Nb	Mo
1250	β	20,42	56,54	24,72	13,25	5,48
	α	79,58	61,92	27,38	8,91	1,77
1188	β	14,96	54,98	24,59	14,19	6,25
	α	85,04	81,86	27,24	9,03	1,88
1075	γ	27,01	56,99	32,04	9,77	1,19
	β	18,32	55,58	25,19	14,34	6,88
1074	α	54,61	64,49	25,59	8,29	1,73
	γ	35,03	57,14	32,09	9,52	1,24
1000	β	26,02	55,67	23,20	14,01	7,13
	α_2	38,94	67,60	24,56	7,23	0,62
900	γ	39,40	56,01	31,99	10,34	1,64
	β	13,90	51,62	22,10	15,47	10,81
900	α_2	46,70	67,64	23,91	7,64	0,82
	γ	43,61	55,05	32,01	10,95	1,99
200	β	7,16	45,96	20,53	17,05	16,45
	α_2	49,23	68,11	23,18	7,72	0,98
200	γ	56,00	55,88	33,93	10,19	<0,01
	β	6,06	0,06	4,65	53,81	41,68
200	α_2	37,93	77,86	19,92	2,21	<0,01

* Массовая доля фазы.

ее участия в реакции, которая, вероятно, имеет вид $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma + \beta$. При охлаждении до 200°C происходит увеличение количества γ -фазы (с 35 до 56 мас.%) и, наоборот, уменьшение содержания β -фазы (6 мас.%).

При этом концентрации Nb и Mo в последней сильно возрастают и в сумме достигают ~ 95 мас.%.
 из пластин γ - и α_2 -фазы (см. рис. 4, б). Их размер, вероятно, должен соответствовать величине зерен β -фазы, образовавшихся в процессе кристаллизации, и в среднем он составляет ~20 мкм. Эти колонии формируются в результате эвтектоидного распада α -фазы (см. рис. 2). По их границам выявляются частицы, которые, согласно вышеприведенному анализу, представляют собой фазы γ и β . В целом литая структура достаточно однородна.

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЕ И МИКРОРЕНТГЕНСПЕКТРАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВА TiM-V₁

В литой структуре имеется много пор, размер некоторых из них достигает 0,5 мм (рис. 4, а), что абсолютно недопустимо для деталей ответственного назначения. Основной структурной составляющей исследуемого сплава являются колонии, состоящие

ГИП-обработка приводит к заметному улучшению микроструктуры отливки (см. рис. 4, в, з), делая ее более однородной и дисперсной по сравнению с

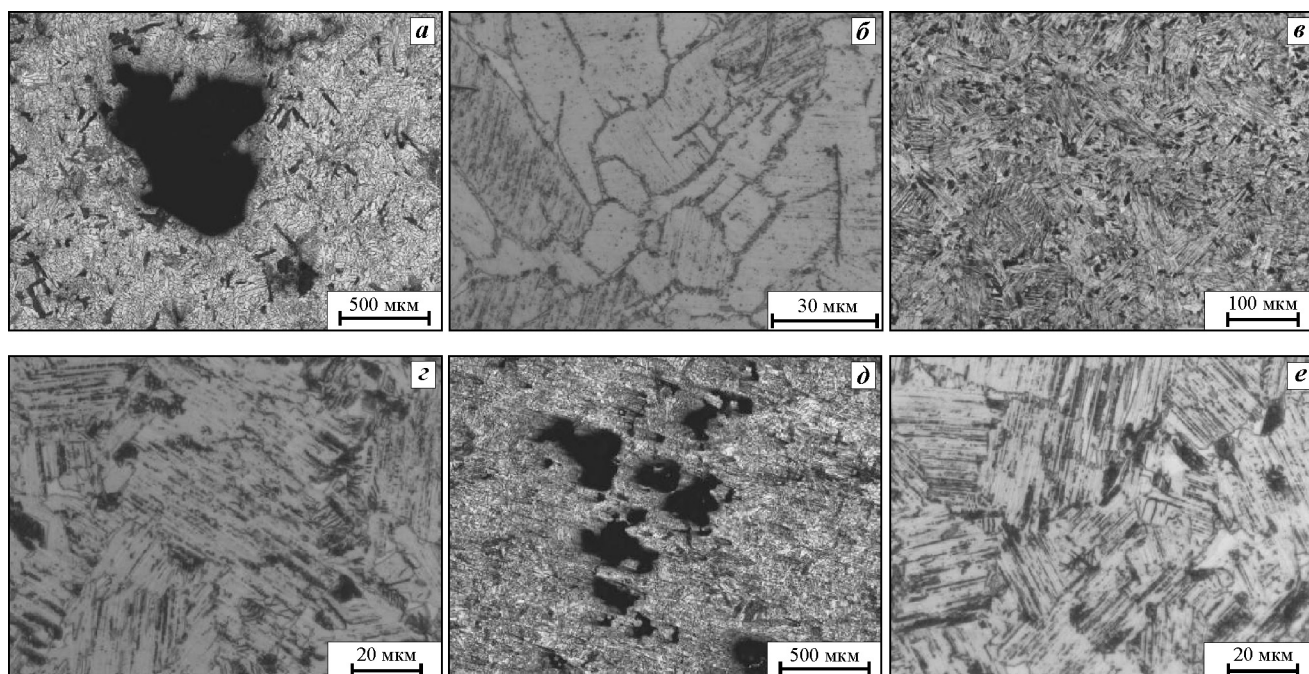


Рис. 4. Микроструктура сплава X (СМ)

а, б – литое состояние; в, з – ГИП-отжиг при $T = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$; д, е – вакуумный отжиг при $T = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$

Таблица 4
 Химический состав фаз и эвтектоидных колоний после ГИП-обработки

Участок спектра (см. рис. 5, а)	Фазы	Ti		Al		Nb		Mo	
		мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %	мас. %	мол. %
13	$\alpha_2 + \gamma$	61,79	51,00	26,84	41,23	9,37	4,10	2,00	0,85
10	$\alpha_2 + \gamma$	63,16	51,55	25,20	39,15	9,26	4,05	2,38	1,01
14	$\alpha_2 + \gamma$	60,88	50,63	27,79	42,42	9,37	4,10	1,96	0,83
7	$\alpha_2 + \gamma$	61,29	50,80	27,35	41,87	9,27	4,05	2,10	0,89
8	β	62,69	51,36	20,32	32,64	11,00	4,84	5,99	2,58
6	β	63,16	51,55	20,37	32,71	10,98	4,83	5,59	2,41
12	γ	58,91	49,81	30,13	45,29	9,57	4,19	1,39	0,59
9	γ	59,03	49,86	30,00	45,13	9,57	4,19	1,40	0,59

литым состоянием. Следует отметить, что поры не были выявлены. Общий характер микроструктуры после вакуумного отжига на уровне световой микроскопии примерно такой же, как и после ГИП (см. рис. 4, б и з). Однако вакуумный отжиг в отличие от ГИП не приводит к устранению пористости, что наглядно демонстрирует рис. 4, в.

Использование возможностей СЭМ дает более надежную идентификацию фаз по сравнению с СМ, поскольку фазовый контраст обусловлен разностью в атомных номерах. В частности, обогащенная молибденом β -фаза выглядит самой светлой, а включения γ -фазы, обогащенные алюминием, наоборот, самые темные (рис. 5, а–в). Кроме того, благодаря большей разрешающей способности, СЭМ позволяет напрямую выявить в эвтектоиде пластины фаз γ и α_2 (см. рис. 5, б, з), толщина которых в среднем составляет около 300 нм. Этот метод подтверждает наличие пор после вакуумного отжига (см. рис. 5, в) и их отсутствие после ГИП-обработки (см. рис. 5, а).

Для экспериментального определения состава фаз и эвтектоидных колоний после ГИП-отжига было проанализировано несколько участков шлифа, которые отмечены на рис. 5, а. Результаты приведены в табл. 4, а характерные концентрационные спектры показаны на рис. 6.

Из приведенных данных видно, что, как и следовало ожидать, состав эвтектоидных колоний (поз. 13, 14, 10 и 7) близок к составу α -фазы при температуре отжига (см. табл. 3). С другой стороны, экспериментальные значения концентраций Nb и Al во включениях фазы β несколько отличаются от расчетных при $T = 1250^\circ\text{C}$. Это можно объяснить тем, что диффузия Nb в Ti происходит медленнее по сравнению с Al. Можно предположить, что 3-часовая выдержка при ГИП-обработке была недостаточной для достижения полного равновесия по ниобию. Однако близость экспериментального значения по концентрации Al к расчетному при 900°C может говорить о том, что при охлаждении отливки происходила диффузия алюминия из β -фазы в эвтектоид. Определенный опытным путем состав вторичных выделений γ -фазы весьма близок расчетному при T_E (см. табл. 3).

В целом экспериментальные и расчетные данные хорошо согласуются между собой. Из этого следует, что применительно к многокомпонентным γ -сплавам совместное использование базы ТТТИАЛ для расчета фазового состава и возможностей современных сканирующих микроскопов является целесообраз-

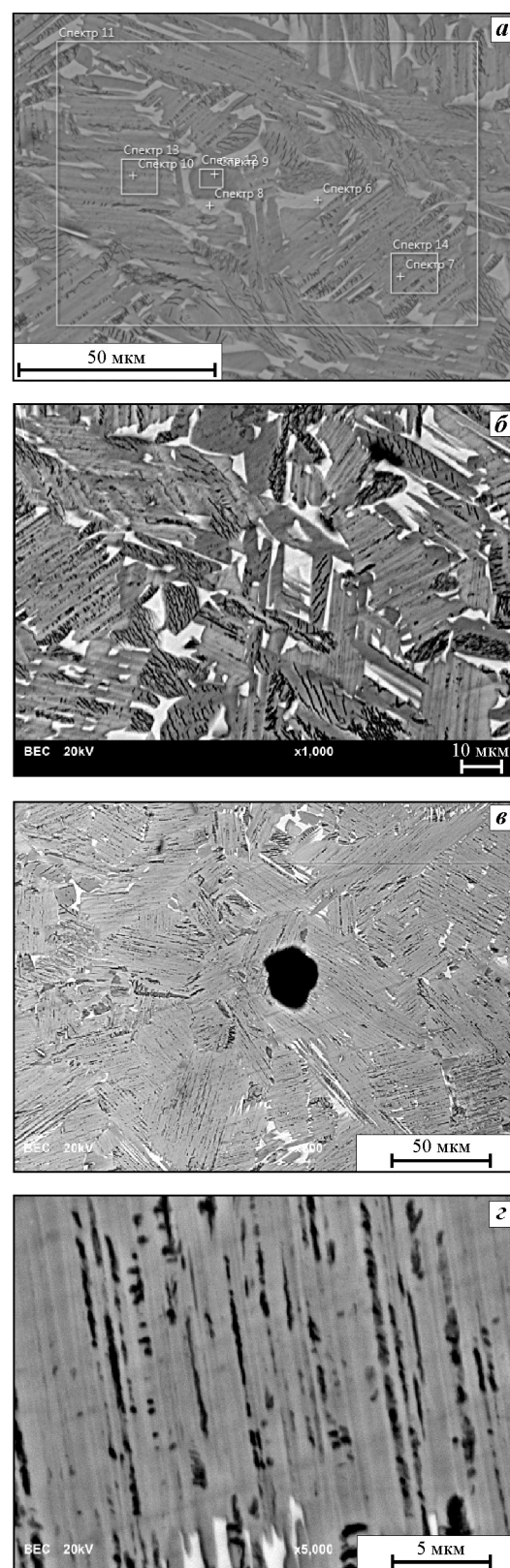


Рис. 5. Микроструктура сплава X (СЭМ)

а, б – ГИП-отжиг при $T = 1250^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ ч;

в, з – вакуумный отжиг при $T = 1250^\circ\text{C}$, $\tau = 3$ ч

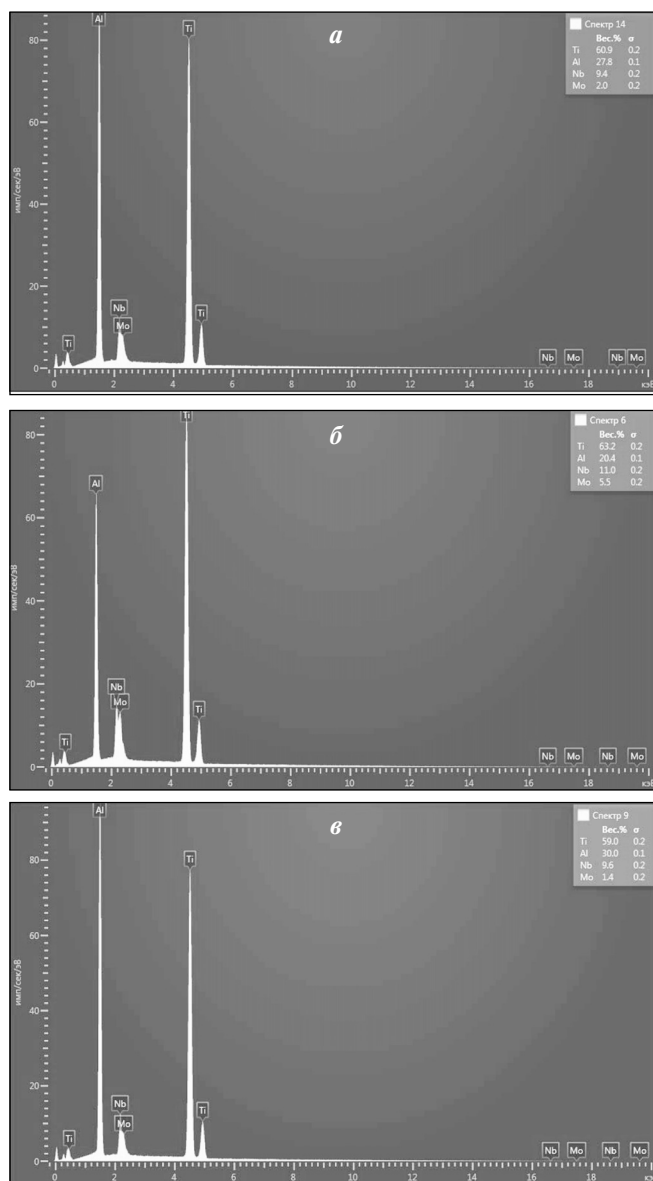


Рис. 6. Распределение легирующих элементов в микроструктуре после ГИП-отжига при $T = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рис. 5, а)

а – эвтектид $\gamma + \alpha_2$, б – фаза β , в – фаза γ

разным инструментом, позволяющим существенно повысить эффективность экспериментальных исследований.

ВЫВОДЫ

1. С использованием программы Thermo-Calc рассчитаны изотермические и политермические сечения системы Ti–Al–Nb–Mo применительно к ГИП-обработке отливок β -затвердевающего сплава на основе интерметаллида γ -TiAl.

2. Приведены расчетные значения температур ликвидуса, солидуса и других фазовых превращений. Показано, что фазовый состав, включая массовые доли разных фаз (α , β , γ , α_2) и концентрации в них элементов (Ti, Al, Nb, Mo), сильно зависит от температуры.

3. Выявлено, что общий характер микроструктуры после вакуумного отжига и ГИП-обработки при $T = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ примерно одинаковый: эвтектидные колонии $\gamma + \alpha_2$ и относительно компактные частицы фаз β и γ . Однако вакуумный отжиг в отличие от ГИП не приводит к устранению литейной пористости.

4. Показано, что экспериментальные данные в целом подтверждают результаты расчета, поэтому использование специализированных компьютерных программ совместно с современными возможностями СЭМ является эффективным инструментом, позволяющим существенно снизить объем экспериментальных исследований, которые применительно к γ -сплавам весьма трудоемки.

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».

Авторы выражают благодарность докт. хим. наук А.Г. Падалко (ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва) за проведение эксперимента по ГИП-обработке.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009.
2. Appel F., Paul J.D.H., Oehring M. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology. Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, 2011.
3. Wu X. // Intermetallics. 2006. Vol. 14. P. 1114.
4. Tetsui T. // Mater. Sci. Eng. 2002. Vol. A329–331. P. 582.
5. Si-Young Sung, Young-Jig Kim // Intermetallics. 2007. Vol. 15. P. 468.
6. Liu K., Ma Y.C., Gao M. et al. // Ibid. 2005. Vol. 13. P. 925.
7. Barbosa J., Ribeiro C.S., Monteiro A.C. // Ibid. 2007. Vol. 15. P. 945.
8. Kuang J.P., Harding R.A., Campbell J. // Mater. Sci. Eng. 2002. Vol. A329–331. P. 31.
9. Harding R.A., Wickins M., Wang H. et al. // Intermetallics. 2011. Vol. 19. P. 805.
10. Beddoes J., Seo D.Y., Chen W.R., Zhao L. // Ibid. 2001. Vol. 9. P. 915.

11. *Hodge A.M., Hsiung L.M., Nieh T.G.* // Scripta Mater. 2004. Vol. 51. P. 411.
12. *Hu D., Wu X., Loretto M.H.* // Intermetallics. 2005. Vol. 13. P. 914.
13. *Witusiewicz V.T., Bondar A.A., Hecht U., Velikanova T.Ya.* // J. Alloys and Compounds. 2009. Vol. 472. P. 133.
14. *Hao Y.L., Yang R., Cui Y.Y., Li D.* // Acta Mater. 2000. Vol. 48. P. 1313.
15. *Kainuma R., Fujita Y., Mitsui H. et al.* // Intermetallics. 2000. Vol. 8. P. 855.
16. *Hu D.* // Ibid. 2001. Vol. 9. P. 1037.
17. *Wu X., Hu D.* // Scripta Mater. 2005. Vol. 52. P. 731.
18. *Wang J.N., Xie K.* // Ibid. 2000. Vol. 43. P. 441.
19. *Jin Y., Wang J.N., Yang J., Wang Y.* // Ibid. 2004. Vol. 51. P. 113.
20. *Huang Z.W., Voice W., Bowen P.* // Ibid. 2003. Vol. 48. P. 79.
21. *Güther V., Rothe C., Winter S., Clemens H.* // ВММ. 2010. Vol. 155(7). P. 325–329.
22. *Белов Н.А., Белов В.Д.* // Литейщик России. 2012. № 6. С. 43–46.

УДК 621.771

НЕРАВНОМЕРНОСТЬ СТРУКТУРЫ ПРЕССОВАННЫХ ТРУБ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6

© 2013 г. Ю.Н. Логинов, А.Г. Илларионов

Уральский федеральный университет
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ), г. Екатеринбург

Методами структурного анализа исследовано развитие рекристаллизационных процессов вдоль радиуса стенки прессованных труб из сплава АМг6. Выявлено, что степень развития рекристаллизации неравномерна по сечению стенки трубы и можно выделить 3 характерные зоны: две из них прилегают к наружной и внутренней поверхностям труб, а третья – промежуточная между ними. Понижение температуры прессования с 470 до 440 °С способствует более активному развитию рекристаллизации в этих зонах. Обнаружено, что наибольший разброс объемной доли рекристаллизованных зерен характерен для образцов, вырезанных из нижней части прессованных труб. Показана корреляция между средними значениями дюрOMETрических характеристик и объемной долей рекристаллизованных зерен в выделенных по радиусу труб зонах.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, труба, прессование, структура, рекристаллизация, микротвердость.

The development of recrystallization processes in the wall along the radius extruded AMg6 alloy tubes has been investigated with structural analysis. It has been found out that the degree of recrystallization is uneven over the tube wall cross section; and three characteristic zones can be emphasized: two of them are adjacent to the outer and inner surfaces of tubes and the third zone is intermediate between them. Lowering of extrusion temperature from 470 down to 440 °C contributes to more active development of recrystallization in these zones. It was found that the greatest variation of the volume fraction of recrystallized grains is typical for samples cut from the bottom of the extruded tubes. A correlation between the mean values of microhardness and volume fraction of recrystallized grains in selected tube zones along the radius is shown.

Key words: aluminum alloy, tube, extrusion, structure, recrystallization, microhardness,

ВВЕДЕНИЕ

Изделия из сплавов системы Al–Mg нашли широкое применение в различных отраслях промышленности [1, 2]. В частности, полуфабрикаты из алюминиевых сплавов с повышенным содержанием магния (до 6–10 %) используются как броневые ма-

териалы в авиации и судостроении [3–5], а также в нефтехимии [1].

В известном в среде технологов справочнике [6, с. 212] отмечается, что свойства прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, содержащих

Логинов Ю.Н. – докт. техн. наук, профессор кафедры обработки металлов давлением УрФУ (620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19). Тел.: (343) 375-46-24. E-mail: unl@mtf.ustu.ru.

Илларионов А.Г. – канд. техн. наук, доцент кафедры термообработки и физики металлов УрФУ Тел.: (343) 375-46-95. E-mail: illarionovag@mail.ru.