

УДК 536.46539.26

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ СПЛАВА В СИСТЕМЕ Ti–Al–Mn

© 2023 г. П. А. Лазарев¹, *, М. Л. Бусурина¹, О. Д. Боярченко¹, Д. Ю. Ковалев¹, А. Е. Сычев¹¹Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова
Российской академии наук, ул. Академика Осипьяна, 8, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия

*e-mail: lazarev@ism.ac.ru

Поступила в редакцию 22.12.2022 г.

После доработки 15.02.2023 г.

Принята к публикации 16.02.2023 г.

Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из смеси $34.8\text{Ti} + 45.2\text{Al} + 20\text{Mn}$ (ат. %) получен сплав на основе фазы Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$. Установлено влияние относительной плотности исходных образцов на фазовый состав сплава. В случае относительной плотности образцов ~ 0.75 получен однофазный интерметаллидный сплав с пористостью 45%, содержащий ~ 2 мас. % примесной фазы Al_2O_3 . Синтез из смеси с относительной плотностью 0.55% приводит к образованию двухфазного сплава, содержащего фазу Лавеса и τ -фазу $\text{Ti}(\text{Al}_{2.68}\text{Mn}_{0.32})$. Сплав является неравновесным и его отжиг при 1000°C в течение 3 ч приводит к формированию однофазного сплава на основе фазы Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$. Микротвердость сплава составила 7.96 ± 0.8 ГПа.

Ключевые слова: фаза Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn},\text{Al})_2$, горение, СВС, микроструктура**DOI:** 10.31857/S0002337X23060118, **EDN:** ETWBMD

ВВЕДЕНИЕ

Интерметаллидные сплавы в системе Ti–Al подробно исследованы и широко применяются в аэрокосмической промышленности благодаря хорошим прочностным характеристикам, ползучести и стойкости к окислению при высоких температурах [1, 2]. Среди легирующих добавок для повышения пластичности рассматриваемых сплавов при комнатной температуре Mn является одной из наиболее эффективных [3–7]. В работах [5–7] показано, что увеличение пластичности может быть также достигнуто при введении в Ti–Al легирующих элементов, таких как Cr и V.

Отмечается [8], что введение Mn в γ -TiAl ограничивается ~ 2 ат. %. При содержании в γ -TiAl более 5 ат. % Mn пластичность сплава при комнатной температуре падает, что, возможно, связано с образованием фазы $\text{Ti}_3\text{Al}_3\text{Mn}_2$ [9]. Эта фаза имеет структурный тип MgZn_2 (пр. гр. $R\bar{6}_3/mmc$), аналогичный фазе TiAlMn [10], и отличается от нее параметрами элементарной ячейки вследствие дефицита Mn [9]. Растворимость Al в TiMn_2 составляет 30 ат. % при 1000°C и достигает 42 ат. % при 1200°C [11]. Таким образом, соединение $\text{Ti}(\text{AlMn})_2$ является не тройной фазой, а твердым раствором Al в TiMn_2 .

В [12, 13] показано, что увеличение содержания Mn в Al_3Ti до 14 ат. % позволяет повысить пластич-

ность сплава $\text{Ti}_{25}\text{Mn}_{14}\text{Al}_{61}$ при изгибе до 0.4% при комнатной температуре. Образование фазы Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ подробно изучено [14] при $x = 0.01–0.67$ при 900°C . Методом рентгеноструктурного анализа синтезированных сплавов показано, что во всем исследованном интервале концентраций $x = 0.01–0.6$ образуется фаза Лавеса (структурный тип MgZn_2). Методом функционала плотности была рассчитана структурная стабильность $\text{Ti}(\text{Mn}_{1-x}\text{Al}_x)_2$ ($x = 0, 0.125, 0.25, 0.375, 0.500, 0.625, 0.750, 0.875, 1.0$). Установлено, что при $x < 0.375$ атомы Al замещают атомы Mn в позициях $2a$, в то время как при $x = 0.375–0.625$ в позициях $6h$. В [15] показано, что содержание Al в фазе Лавеса $\text{Ti}(\text{AlMn})_2$ зависит от температуры отжига и составляет 32 и 35 ат. % при 800 и 1000°C соответственно.

В [16] экспериментально исследована кристаллизация сплавов в системе Ti–Al–Mn. Показано, что в сплавах с соотношением Ti : Al, равным 1.14, и содержанием 5, 10, 20 и 30 ат. % Mn формируются фазы γ -TiAl, α_2 - Ti_3Al , β -Ti и $\text{Ti}(\text{Mn},\text{Al})_2$.

Сплавы Ti–Al–Mn могут быть получены различными методами: плазменно-дуговой плавкой [12, 13, 16–20], вакуумной индукционной плавкой [21, 22] и методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [23, 24]. Так, в работе [23] показана возможность получения сплава Ti–Al–Mn состава (ат. %) $37.5\text{Ti}–37.5\text{Al}–25\text{Mn}$

Таблица 1. Элементный состав реакционных смесей и фазовый состав синтезированных сплавов в системе Ti–Al–Mn

Смесь	Состав реакционной смеси, моли	Относительная плотность, %	Содержание элементов ат. %			Фазовый состав продукта
			Ti	Al	Mn	
1	Ti + Al + 0.67Mn [23]	0.60	37.5	37.5	25	Ti(Al _{2.68} Mn _{0.32}) Ti(Mn _{0.75} Al _{1.25}) Mn ₃ Al ₂
2	Ti + 0.86Al + 0.98Mn		35.1	30.4	34.5	Mn ₃ Al ₂ β-Mn Ti(Mn _{0.86} Al _{1.14})
3	Ti + Al + 0.5Mn		40	40	20	Ti(Mn _{0.86} Al _{1.14}) Ti(Al _{2.68} Mn _{0.32}) Ti Mn ₃ Al ₂
4	Ti + 1.3Al + 0.58Mn	0.60	34.8	45.2	20	Ti(Mn _{0.75} Al _{1.25}) Ti(Al _{2.68} Mn _{0.32})
		0.72	34.8	45.2	20	Ti(Mn _{0.75} Al _{1.25})

с образованием многофазного продукта, содержащего интерметаллидные соединения Mn₃Al₂, Ti(Mn_{0.75}Al_{1.25}), Ti(Al_{2.68}Mn_{0.32}) (табл. 1). При СВС этой смеси достигается максимальная температура горения 950°C. При этом не происходит полного взаимного растворения титана, марганца и алюминия, что способствует образованию промежуточных интерметаллических фаз.

Сплавы, полученные в работе [24], содержат фазы γ-TiAl и α₂-Ti₃Al. При этом объемная доля фазы α₂-Ti₃Al в сплаве TiAl–2Mn составляет ~17 ат. %. Сплав на основе Ti–Al–Mn, синтезированный методом СВС [23], многофазный и имеет высокую пористость. Для преодоления этой проблемы и снижения пористости необходимо проводить синтез в условиях изостатического сжатия – используя метод СВС-прессования [25, 26].

Данная работа посвящена исследованию сплавов состава (ат. %) 35.1Ti–30.4Al–34.4Mn, 40Ti–40Al–20Mn и 34.8Ti–45.2Al–20Mn, полученных методом СВС, изучению структуры и фазового состава в зависимости от условий синтеза с целью получения однофазных образцов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве исходных реагентов применялись порошки металлов Mn (~40 мкм, Mn998, 99.8 мас. %), Ti (ПТМ, <60 мкм, 99.2 мас. %) и Al (АСД-4, <20 мкм, 99.2 мас. %). Из порошков готовились реакционные смеси, отмеченные на изотермическом сечении диаграммы Ti–Al–Mn (рис. 1), состав которых представлен в табл. 1.

Порошковую смесь получали сухим перемешиванием в барабанной мельнице со стальными шарами в течение 3 ч. Соотношение массы шаров диаметром 1 мм к массе шихты составляло 2.5 : 1. В результате смешения порошков формировались агломераты. Из смеси при помощи гидравлического пресса прессовались образцы цилиндрической формы массой 25 г, диаметром 30 мм, с относительной плотностью 0.60. С целью увеличения относительной плотности до 0.72 проводили дополнительное прессование образцов на гидравлическом прессе под нагрузкой в 100 МПа.

СВС проводили в реакционной камере, оборудованной печью сопротивления. Перед экспериментами камеру вакуумировали и затем заполняли аргоном Ar до давления 1 атм. Образцы нагревали до инициирования реакции СВС. После инициирования горения печь отключали, образцы оставались в печи до ее остывания.

Температуру образца регистрировали термпарой (тип А1) с использованием модуля АЦП L-780М с частотой 400 кГц и компьютера.

Анализ фазового состава продуктов горения проводили на дифрактометре ДРОН-3М (CuK_α-излучение). Микроструктуру синтезированных сплавов изучали на микроскопе сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55 с системой микроанализа INCA Energy 350 XT Oxford Instruments.

Для исследования динамики фазовых превращений использовали метод рентгеновской дифракции с разрешением по времени (TRXRD), позволяющий в реальном времени регистрировать изменения фазового состава [27]. Исследо-

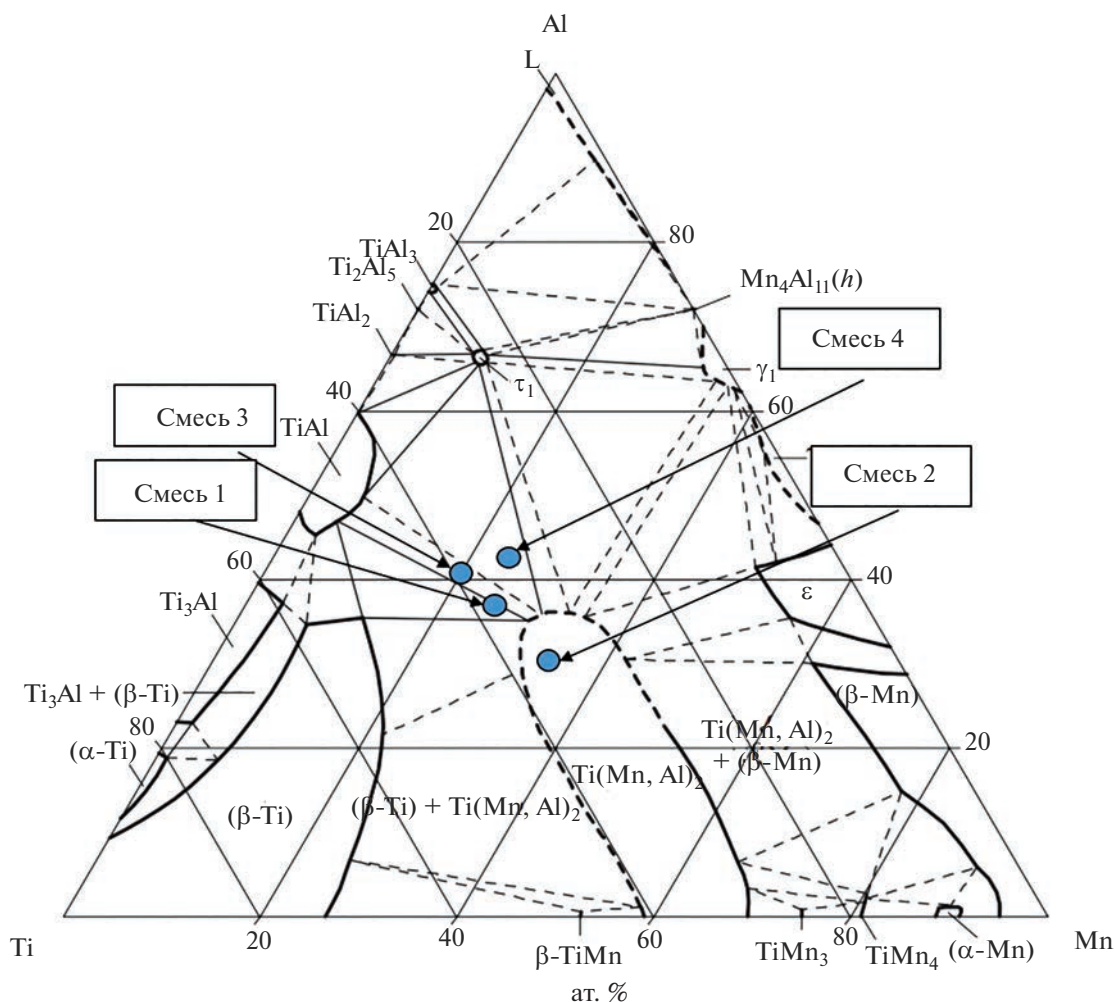


Рис. 1. Изотермическое сечение диаграммы состояний системы Ti–Al–Mn при 1000°C.

ния проводили на излучении $\text{CuK}\alpha$, в качестве монохроматора использовался пиролитический графит. Время экспозиции составляло 1 с.

Плотность образцов измеряли методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 25281-82 на аналитических весах с точностью 10^{-4} г в дистиллированной воде. Микротвердость H_{μ} измеряли на приборе ПМТ-3 в соответствии с ГОСТ 3450-76 при нагрузке 1 Н и времени выдержки 10 с. Испытания на прочность при сжатии проводили на 5 образцах с относительной плотностью 0.72 на установке Instron-1195.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

СВС смесей 2 и 3 приводит к формированию многофазных продуктов, содержащих интерметаллидные соединения Mn_3Al_2 , $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$, $\text{Ti}(\text{Al}_{2.68}\text{Mn}_{0.32})$ и металлы Ti и Mn (табл. 1). Кроме того, присутствуют неполностью прореагировав-

шие частицы марганца и титана, что указывает на недостаточное количество выделяющегося в процессе синтеза тепла. В случае горения смеси 4 получен преимущественно однофазный продукт, причем его состав зависел от относительной плотности исходного образца (табл. 1).

На рис. 2 представлены фотографии образца, спрессованного из реакционной смеси 4 с относительной плотностью 0.72, до и после СВС. Образец после синтеза сохраняет исходные форму и размеры. Плотность образца составила 2.74 г/см^3 , пористость – 45%.

Из температурного профиля процесса горения образца с относительной плотностью 0.72 (рис. 3) следует, что после нагревания со скоростью 1.8°C/с до 550°C происходит инициирование СВС. Максимальная температура горения составила 1150°C . Стоит отметить, что дополнительное уплотнение образца от относительной плотности 0.6 до 0.72 понижает температуру инициирования реакции на $\sim 100^\circ\text{C}$. Волна горения распространяется вдоль

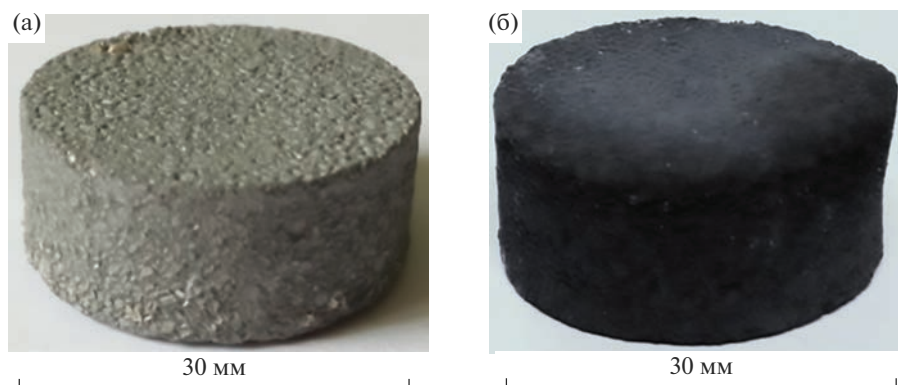


Рис. 2. Образцы до (а) и после (б) СВС.

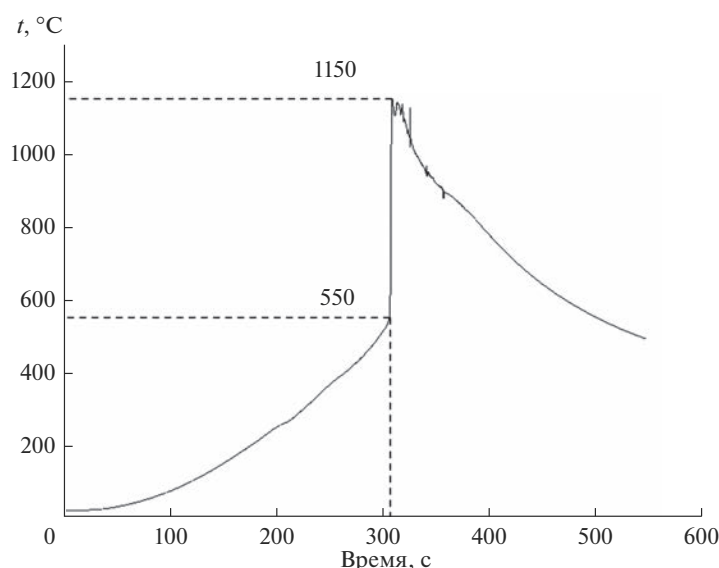


Рис. 3. Температурный профиль горения образца с относительной плотностью 0.72 состава 34.8Ti–45.2Al–20Mn (ат. %).

продольной оси образца во фронтальном режиме со скоростью 6.6 мм/с.

При исследовании динамики фазообразования методом рентгеновской дифракции с разрешением по времени (рис. 4) при нагреве образца в среде гелия (1 атм) от комнатной до температуры инициирования СВС зафиксированы только рефлексы исходных реагентов – Ti, Al и Mn. При прохождении волны экзотермической реакции, которая инициируется при температуре, близкой к плавлению Al (655°C), рефлексы исходных реагентов исчезают за время, не превышающее 1 с. После исчезновения рефлексов исходных реагентов на дифракционном поле через 1 с возникают рефлексы τ -фазы $\text{TiAl}_{2.68}\text{Mn}_{0.32}$ и фазы Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn},\text{Al})_2$.

РФА синтезированного образца с относительной плотностью 0.72 показал (рис. 5), что сплав содержит фазу Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$ (PDF 2 #76-6381, пр. гр. $R\bar{6}_3/mmc$) с параметрами элементарной

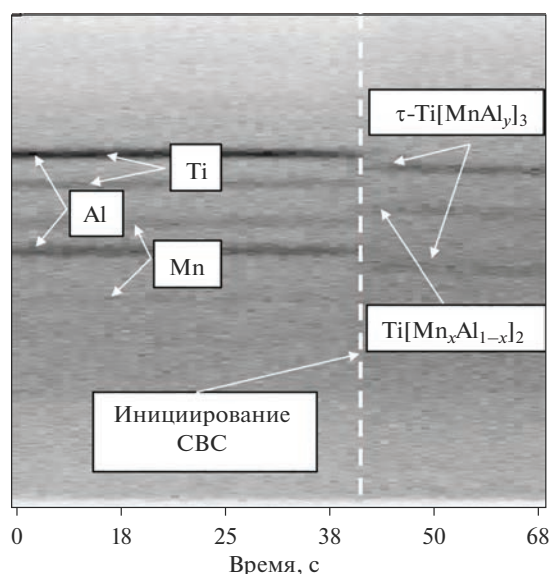


Рис. 4. Последовательность дифрактограмм при горении смеси 4.

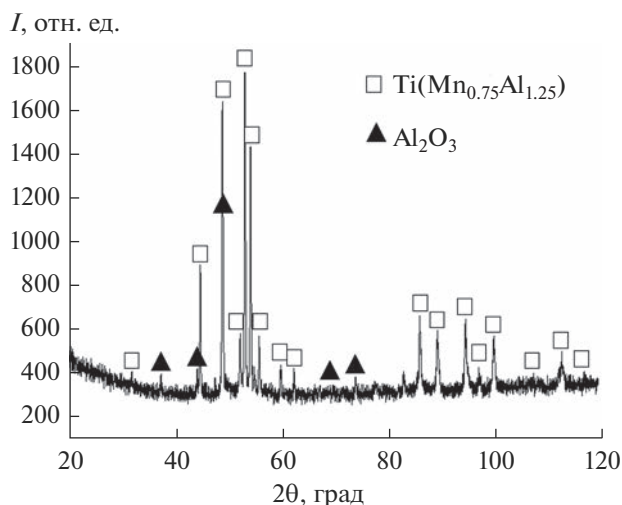


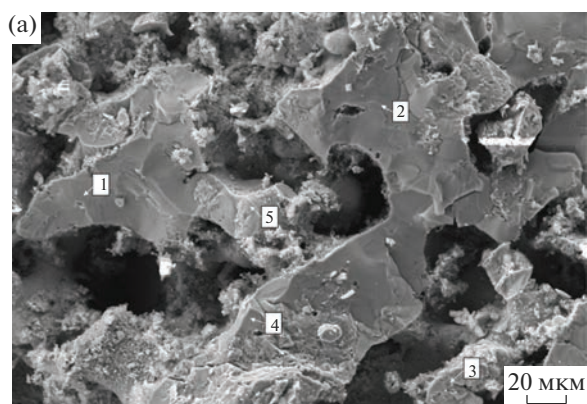
Рис. 5. Дифрактограмма продукта синтеза, полученного из смеси 4, с относительной плотностью 0.72.

ячейки $a = 5.033 \text{ \AA}$, $c = 8.212 \text{ \AA}$ и примесь Al_2O_3 (~ 2 мас. %). Наличие Al_2O_3 является следствием присутствия адсорбированного кислорода в реакционной камере и связано с чистотой Ag.

Микроструктура материала неоднородная и имеет высокую остаточную пористость (рис. 6а). Результаты сканирующей электронной микроскопии показали, что синтезированный сплав характеризуется дулексной микроструктурой (рис. 6б). В межпоровых прослойках присутствуют участки с пластинчатыми зёрнами (ламелями) толщиной слоев около 117 нм (рис. 6в), химический состав которых определить не удалось ввиду их малого размера. Однако можно отметить, что подобная морфология характерна для $\gamma\text{-TiAl}$ [1]. Анализ поверхности излома позволил обнаружить также локальные неоднородности в виде крупных (с содержанием Mn до 25 ат. %) и мелкозернистых (с содержанием Mn до 15 ат. %) включений. В условиях СВС растворимость Al в фазе Лавеса TiMn_2 достигает $\sim 42\%$ при температуре около 1150°C , что согласуется с результатами [12].

В случае горения образца с относительной плотностью 0.6, по результатам РФА (рис. 7а), получен двухфазный продукт, содержащий $\text{Ti}(\text{Al}_{2.68}\text{Mn}_{0.32})$ и $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$.

С целью гомогенизации двухфазного сплава был проведен изотермический отжиг при 1000°C в течение 3 ч в Ag при 3 атм. В результате отжига



Спектр	С, ат. %			
	O	Al	Ti	Mn
1	3.7	46.3	29.9	20.1
2	0	40.4	34.7	24.9
3	6.9	45.7	29.6	17.8
4	0	41.6	34.4	24.0
5	1.9	43.5	31.7	22.9

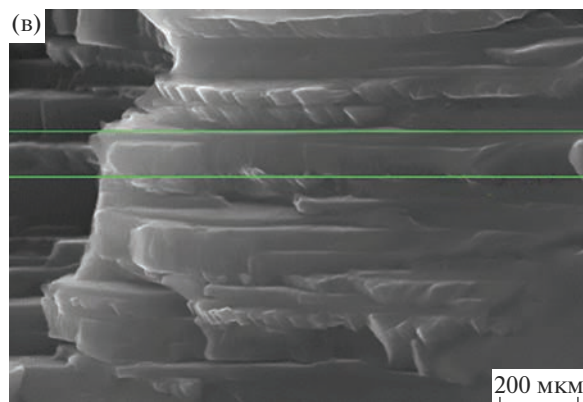
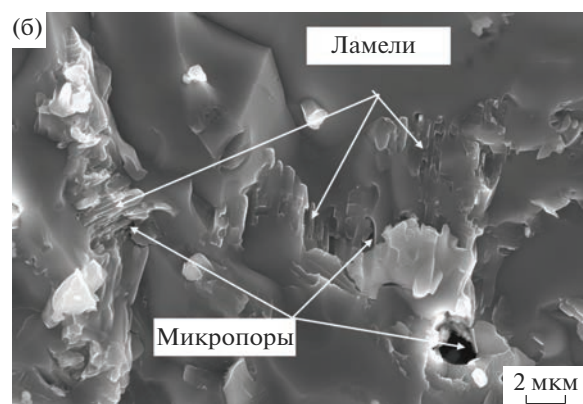


Рис. 6. Микроструктура сплава (а), поверхность излома (б), увеличенный фрагмент межпоровой прослойки с дулексной структурой и фрагмент ламельной структуры (в).

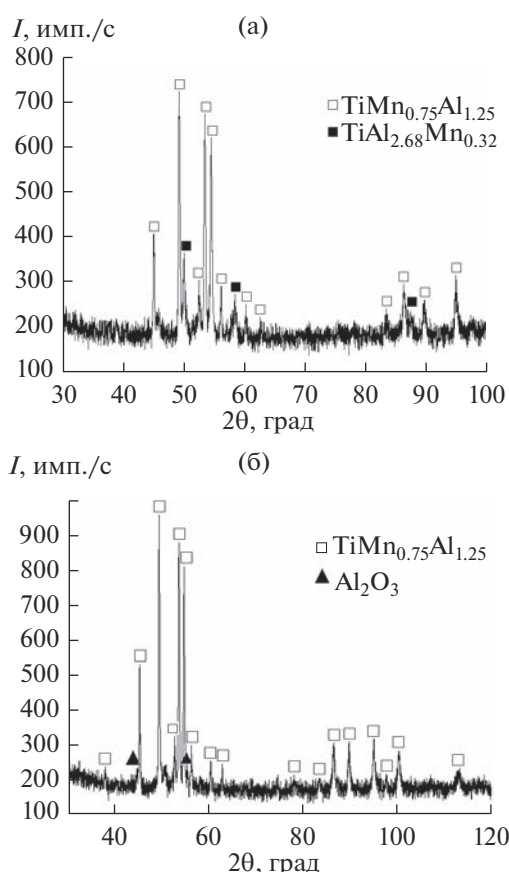


Рис. 7. Дифрактограммы продуктов синтеза, полученных из смеси 4 без дополнительного прессования (а), и после отжига при 1000°C в течение 3 ч (б).

получен продукт (рис. 7б), содержащий только фазу Лавеса $\text{TiMn}_{0.75}\text{Al}_{1.25}$. Можно сделать предположение, что в процессе отжига произошло насыщение τ -фазы $\text{TiMn}_{0.32}\text{Al}_{2.68}$ марганцем до состава, соответствующего фазе Лавеса $\text{TiMn}_{0.75}\text{Al}_{1.25}$. Гидростатическая плотность отожженных образцов составила 3.3 г/см³, а пористость 29%.

Можно предположить, что формирование однофазного продукта в одну стадию стало возможным благодаря дополнительному уплотнению образца перед проведением синтеза, которое увеличило область контактов между частицами реагентов, что в свою очередь привело к более полному взаимодействию в процессе горения.

Наличие пористости в образцах может быть связано с примесным газовыделением и испарением Mn, которое наблюдается при горении/плавлении систем Ti–Al–Mn [28, 29]. Образец характеризуется низкой прочностью ($\sigma_{\text{сж}} \sim 87 \pm 9$) МПа и разрушается без пластической деформации. Величина микротвердости составила 7.96 ± 0.8 ГПа.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом СВС получен сплав на основе фазы Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$ с содержанием алюминия 42 ат. %. Содержание в сплаве фазы $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$ составляет 98 мас. %. В результате отжига образцов, синтезированных из реакционной смеси с относительной плотностью 0.60, в течение 3 ч был получен однофазный продукт $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.75}\text{Al}_{1.25})$. Прочность на сжатие синтезированного сплава составляет 87 ± 9 МПа, а микротвердость — 7.96 ± 0.8 ГПа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Leyens C., Peters M. Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications / Ed. Christoph L., Manfred P. Weinheim: WILEY-VCH Verlag, 2003. ISBN: 3-527-30534-3.
2. Kunal K., Ramachandran R., Norman M. Advances in Gamma Titanium Aluminides and Their Manufacturing Techniques // Prog. Aerospace Sci. 2012. V. 55. P. 1–16. <https://doi.org/10.1016/j.paerosci.2012.04.001>
3. Yogesha B., Bhattacharya S. Superplastic Behavior of a Ti–Al–Mn Alloy // J. Manuf. Sci. Prod. 2008. V. 9. № 1–2. P. 81–86. <https://doi.org/10.1515/IJMSP.2008.9.1-2.81>
4. Mikhaylovskaya A., Mosleh A., Kotov A., Kwame J., Pourcelot T., Golovin I., Portnoy V. Superplastic Deformation Behavior and Microstructure Evolution of near- α -Ti–Al–Mn Alloy // Mater. Sci. Eng: A. 2017. V. 708. P. 469–477. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.10.017>
5. Luzhnikov L., Moiseyev V. Alloys of the Ti–Al–Mn System // Met. Sci. Heat Treat. 1961. V. 3. P. 310–314. <https://doi.org/10.1007/BF00810382>
6. Kim Y.W., Dimiduk D.M. Progress in the Understanding of Gamma Titanium Aluminides // JOM. 1991. V. 43. P. 40–47. <https://doi.org/10.1007/BF03221103>
7. Chan K.S. Understanding Fracture Toughness in Gamma TiAl // JOM. 1992. V. 44. P. 30–38. <https://doi.org/10.1007/BF03223047>
8. Hashimoto K., Doi H., Kasahara K., Nakano O., Tsujimoto T., Suzuki T. Effects of Additional Elements on Mechanical Properties of TiAl-base Alloys // J. Jpn Inst. Met. 1988. V. 52. № 11. P. 1159–1166. https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.52.11_1159
9. Hashimoto K., Doi H., Kasahara K., Nakano O., Tsujimoto T., Suzuki T. Effects of Third Elements on the Structures of TiAl-Based Alloys // J. Jpn Inst. Met. 1988. V. 52. № 8. P. 816–825. https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.52.8_816
10. Dwight A. Alloying Behavior of Zirconium, Hafnium and the Actinides in Several Series of Isostructural Compounds // J. Less-Common Met. 1974. V. 34. P. 279–284. [https://doi.org/10.1016/0022-5088\(74\)90170-2](https://doi.org/10.1016/0022-5088(74)90170-2)
11. Chakrabarti D.J. Phase Stability in Ternary Systems of Transition Elements with Aluminum // Metall. Mater.

- Trans. B. 1977. V. 8. P. 121–123.
<https://doi.org/10.1007/BF02656360>
12. Sun J., Lee C., Hu G. The Dependence of Tensile Behaviour of L1₂ Compound Al₆₇Ti₂₅Mn₈ on the Strain Rate at 1173 K // *Scr. Mater.* 1997. V. 37. № 5. P. 645–650.
13. Mabuchi H., Kito A., Nakamoto A., Tsuda H., Nakayama Y. Effects of Manganese on the L1₂ Compound Formation in Al₃Ti-based Alloys // *Intermetallics*. 1996. V. 4. P. 193–199.
[https://doi.org/10.1016/0966-9795\(96\)00005-2](https://doi.org/10.1016/0966-9795(96)00005-2)
14. Xin-L., Xing Q., Grytsiv A., Rogl P., Podloucky R., Schmidt H., Giester G., Xue-Yong D. On the Ternary Laves Phases Ti(Mn_{1-x}Al_x)₂ with MgZn₂-type // *Intermetallics*. 2008. V. 16. P. 16–26.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2007.07.005>
15. Chen Z., Jones I., Small C. Laves Phase in Ti-42Al-10Mn Alloy // *Scr. Mater.* 1996. V. 35. № 1. P. 23–27.
[https://doi.org/10.1016/1359-6462\(96\)00085-1](https://doi.org/10.1016/1359-6462(96)00085-1)
16. Butler C.J., McCartney D.G., Small C.J., Horrocks F.J., Saunders N. Solidification Microstructures and Calculated Phase Equilibria in the Ti-Al-Mn System // *Acta Mater.* 1997. V. 45. № 7. P. 2931–2947.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(96\)00391-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(96)00391-6)
17. Chen L.Y., Li C.H., Qiu A.T., Lu X.G., Ding W.Z., Zhong Q.D. Calculation of Phase Equilibria in Ti-Al-Mn Ternary System Involving a New Ternary Intermetallic Compound // *Intermetallics*. 2010. V. 18. № 11. P. 2229–2237.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.07.005>
18. Raghavan V. Al-Mn-Ti (Aluminum-Manganese-Titanium) // *J. Phase Equilib. Diffus.* 2011. V. 32. P. 465–467.
<https://doi.org/10.1007/s11669-011-9926-6>
19. Zhi L., Jiashi M., Renhai S., James C.W., Alan A.L. CALPHAD Modeling and Experimental Assessment of Ti-Al-Mn Ternary System // *Calphad*. 2018. V. 63. P. 126–133.
<https://doi.org/10.1016/j.calphad.2018.09.002>
20. Zhang S., Nic J., Mikkola D. New Cubic Phases Formed by Alloying Al₃Ti with Mn and Cr // *Scr. Metall. Mater.* 1990. V. 24. P. 57–62.
21. Toshimitsu T., Hiroshi H. The Influence of Oxygen Concentration and Phase Composition on the Manufacturability and High-Temperature Strength of Ti-42Al-5Mn (at %) Forged Alloy // *J. Mater. Process. Technol.* 2019. V. 213. P. 752–758.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.12.003>
22. Hongjian T., Xiaobing L., Yingche M., Chen B., Xing W., Zhao P., Lei S., Zhang M., Liu K. Multistep Evolution of β_0 Phase during Isothermal Annealing of Ti-42Al-5Mn Alloy: Formation of Laves Phase // *Intermetallics*. 2020. V. 126.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106932>
23. Лазарев П.А., Бусурина М.Л., Сычев А.Е. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез в системе Ti-Al-Mn // *Физика горения и взрыва*. 2023. Т. 59. № 1. С. 1272–1278.
<https://doi.org/10.15372/FGV20230109>
24. Shu S., Qiu F., Xing B., Jin S., Wang J., Jiang Q. Effect of Strain Rate on the Compression Behavior of TiAl and TiAl-2Mn Alloys Fabricated by Combustion Synthesis and Hot Press Consolidation // *Intermetallics*. 2013. V. 43. P. 24–28.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2013.07.003>
25. Bondarchuk Yu.V., Pityulin A.N., Sytshev A.E. SHS Compunction of Multilayer Solid Alloy/Metal Materials // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* 1993. V. 2. P. 75–83.
26. Питюлин А.Н. Силовое компактирование в СВС-процессах // *Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: теория и практика* / Под ред. Сычева А.Е. Черноголовка: Территория, 2001. С. 333–353.
27. Kovalev D., Ponomarev V. Time-Resolved X-Ray Diffraction in SHS Research and Related Areas: An Overview // *Int. J. Self-Propag. High-Temp. Synth.* 2019. V. 28. № 2. P. 114–123.
28. Yong D., Jiong W., Jingrui Z., Clemens J., Weitzer F., Schmid R., Munekazu O., Honghui X., Liu Z., Shunli S., Zhang W. Reassessment of the Al-Mn System and a Thermodynamic Description of the Al-Mg-Mn System // *Int. J. Mater. Res.* 2007. V. 98. № 9. P. 855–871.
<https://doi.org/10.3139/146.101547>
29. Shevyrtalov S., Zhukov A., Medvedeva S., Lyatun I., Zhukova V., Rodionova V. Radial Elemental and Phase Separation in Ni-Mn-Ga Glass-Coated Microwires // *J. Appl. Phys.* 2018. V. 123 № 17. P. 173–903.
<https://doi.org/10.1063/1.5028549>