

УДК 546.05,536.46

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ В СИСТЕМЕ Ti—Al—Mn

П. А. Лазарев, М. Л. Бусурина, А. Е. Сычёв

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мерджанова РАН
142432 Черногловка, sytschev@ism.ac.ru

Сплавы на основе тройной системы Ti—Al—Mn являются одними из наиболее важных при разработке легированных титановых сплавов различного назначения. В данной работе сплав состава Ti — 42.9 %, Al — 24.3 %, Mn — 32.8 % (по массе) получен методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в режиме теплового взрыва. Рентгенофазовый анализ показал, что конечный продукт синтеза содержит фазу $\text{TiMn}_{0.32}\text{Al}_{2.68}$ с кубической упаковкой, фазу $\text{TiMn}_{0.755}\text{Al}_{1.246}$ с гексагональной упаковкой и бинарную фазу Mn_3Al_2 . Синтезированные образцы обладают достаточно высокой пористостью ≈ 41 %, содержат поры размером до $300 \div 400$ мкм. Фазообразование может быть следствием того факта, что максимальная температура, достигаемая при горении этой системы в процессе СВС, недостаточна для полного взаимодействия с образованием интерметаллидной фазы Mn_2Ti и растворением в ней алюминия Al с формированием твердого раствора $(\text{Mn}, \text{Al})_2\text{Ti}$. Это способствует образованию промежуточных интерметаллических фаз, которые могут находиться в равновесии с жидкой фазой вплоть до температуры плавления титана.

Ключевые слова: интерметаллиды, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, микроструктура, система Al—Ti—Mn, рентгенофазовый анализ.

DOI 10.15372/FGV20230109

ВВЕДЕНИЕ

Интерметаллидные сплавы на основе фазы $\gamma\text{-TiAl}$ подробно исследованы и широко применяются в аэрокосмической промышленности, благодаря прочностным характеристикам при высоких температурах, ползучести и стойкости к окислению [1, 2]. Среди легирующих добавок к алюминиду титана $\gamma\text{-TiAl}$ для повышения пластичности при комнатной температуре марганец является одной из наиболее эффективных [3, 4]. Марганец присутствует в составе ряда γ -сплавов в количестве не более 2 мол. % вместе с другими легирующими элементами. Однако в работе [5] отмечается, что введение Mn в соединения $\gamma\text{-TiAl}$ ограничивается примерно 2 ат. %. При содержании в алюминиде $\gamma\text{-TiAl}$ более 5 ат. % Mn пластичность алюминида при комнатной температуре падает, что, возможно, связано с образованием тройной фазы $\text{Ti}_3\text{Al}_3\text{Mn}_2$, впервые обнаруженной в [6]. Эта фаза обладает упорядоченной гексагональной структурой того же типа, что и TiAlMn [7], но с различными параметрами решетки, вызванными дефицитом Mn [6]. Кроме

того, растворимость Al в TiMn_2 составляет более 30 ат. % при 1000°C и достигает 42 ат. % при 1200°C [8]. Таким образом, соединение TiAlMn является, скорее всего, не отдельной тройной фазой, а раствором Al в TiMn_2 .

Соединения на основе Al_3Ti в последнее время представляют интерес для потенциальных инженерных применений. Испытания на растяжение сплава на основе $\text{Al}_{67}\text{Ti}_{25}\text{Mn}_8$ показали, что скорость деформации существенно влияет на свойства при растяжении, особенно на относительное удлинение сплава при растяжении [9]. Образование тройных фаз Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn}_{1-x}\text{Al}_x)_2$, прототип MgZn_2 , подробно изучено в работе [10] при $x_{\text{Al}} = 0 \div 0.67$, где показано, что фаза Лавеса $\text{Ti}(\text{Mn}_{0.375}\text{Al}_{0.625})_2$ является наиболее стабильной. В работе [11] изучены фазовые соотношения в сплавах на основе Ti—Al—Mn в широком диапазоне температур и определена растворимость Mn в γ - и α_2 -фазах с целью изучения влияния добавок Mn в $\gamma\text{-TiAl}$. Фаза, богатая Mn, наблюдаемая при 1000 и 800°C в сплаве Ti—42Al—10Mn, идентифицируется как бинарная фаза Лавеса $\text{Ti}(\text{AlMn})_2$, содержащая значительное количество Al, а не фазу $\text{Ti}_3\text{Al}_3\text{Mn}_2$, как было предложено в [6]. Прочность и пластичность сплавов

Ti—Al—Mn с массовой долей Ti > 90 % подробно исследованы в [12]. Значительное улучшение пластичности может быть достигнуто при добавлении в бинарную систему Ti—Al легирующих элементов, таких как Mn, Cr и V [13, 14].

В [15] экспериментально исследовалось поведение ряда сплавов Ti—Al—Mn при кристаллизации. Показано, что в образцах этих сплавов с номинально постоянным соотношением Ti : Al, равным 1.14, и содержанием Mn 5, 10, 20 и 30 ат. % существует различное содержание фаз γ -TiAl, α_2 -Ti₃Al, β -Ti и (Mn, Al)₂Ti.

Сплавы на основе Ti—Al—Mn могут быть получены разными методами — плазменно-дуговой плавкой [11, 12, 15], вакуумной индукционной плавкой [16, 17] и методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [18]. В ряде работ выполнен расчет фазового равновесия в тройной системе Ti—Al—Mn [19–21]. Тройная фаза Ti₂₅Mn₉Al₆₆ со структурой типа L1₂, AuCu₃ была смоделирована в [19, 20] как (Al, Mn, Ti)_{0.25}(Al, Mn)_{0.8}(Al, Mn, Ti)_{0.67}, что хорошо согласуется с результатами экспериментального исследования [22]. Синтез сплавов на основе фазы Лавеса Ti(AlMn)₂, сочетающих необходимые прочностные свойства и пластичность, является актуальной материаловедческой задачей [9, 10].

Цель данной работы — получение сплава на основе фазы Лавеса Ti(AlMn)₂ с высоким содержанием марганца методом СВС и исследование его структуры и свойств. Особое внимание уделено механизму горения и микроструктурным исследованиям.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве исходных реагентов для СВС сплавов применялись элементарные порошки металлов Mn (марка Mn998, размер частиц ≈ 40 мкм, чистота 99.8 %), Ti (ПТМ, < 60 мкм, 99.2 %) и Al (АСД-4, < 20 мкм, 99.2 %). Из порошков готовились реакционные смеси в соотношении (по массе) Ti — 42.9 %, Al — 24.3 % и Mn — 32.8 % в расчете на получение сплава на основе фазы Лавеса Ti(AlMn)₂ (теоретическая плотность 4.37 г/см³) и смеси состава 64 % Ti + 36 % Al для получения сплава на основе Ti—Al (теоретическая плотность 4.0 г/см³).

Порошковые смеси получали сухим перемешиванием в барабанной мельнице со стальными шарами в течение 1 ч. Соотношение массы шаров диаметром 1 мм к массе порошка со-

ставляло 2.5 : 1, с тем чтобы исключить образование новых фаз и агломератов. В результате механического смешения исходной реакционной смеси формировались агломераты со средним размером 46 мкм. Из порошковой смеси при помощи гидравлического пресса прессовались образцы цилиндрической формы массой 3 г, диаметром 12 мм и относительной плотностью $0.55 \div 0.65$.

В процессе проведения СВС-экспериментов температуру образца измеряли термопарой W/Re 5/20 с использованием модуля L-Card и компьютера. Прокатанный спай получали искровой сваркой проволоки диаметром 200 и 50 мкм. Показания регистрировали при помощи АЦП L-780M с частотой 400 кГц по 16 дифференциальным каналам разрядностью 14 бит.

Эксперименты проводили в нагревательной печи внутреннего диаметра 15 мм, высотой 70 мм. Перед экспериментами реакционную камеру предварительно вакуумировали и затем заполняли аргоном до давления 1 атм. Образцы нагревали до инициирования реакции СВС, сразу после начала горения напряжение питания печи отключали, образцы оставались в печи до полного её остывания.

Анализ фазового состава продуктов горения проводили на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М на Cu K α -излучении. Микроструктуру синтезированных сплавов исследовали с использованием микроскопа сверхвысокого разрешения Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55 с системой микроанализа INCA Energy 350 XT Oxford Instruments. Фазовые превращения регистрировали с помощью прибора дифференциально-термического анализа фирмы PERKIN (ТГ/ДТА STA 8000). Пористость измеряли в соответствии с ГОСТ 2409-80 «Метод определения водопоглощения, кажущейся плотности, открытой и общей пористости». Сущность метода заключается в том, что образец сушат, взвешивают, вакуумируют, насыщают жидкостью, смачивающей образец. После этого испытуемый образец взвешивают в насыщающей жидкости и на воздухе. На основании проведенных взвешиваний вычисляют плотность, открытую и общую пористость.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Предварительный термодинамический анализ по программе ТЕРМО показал, что

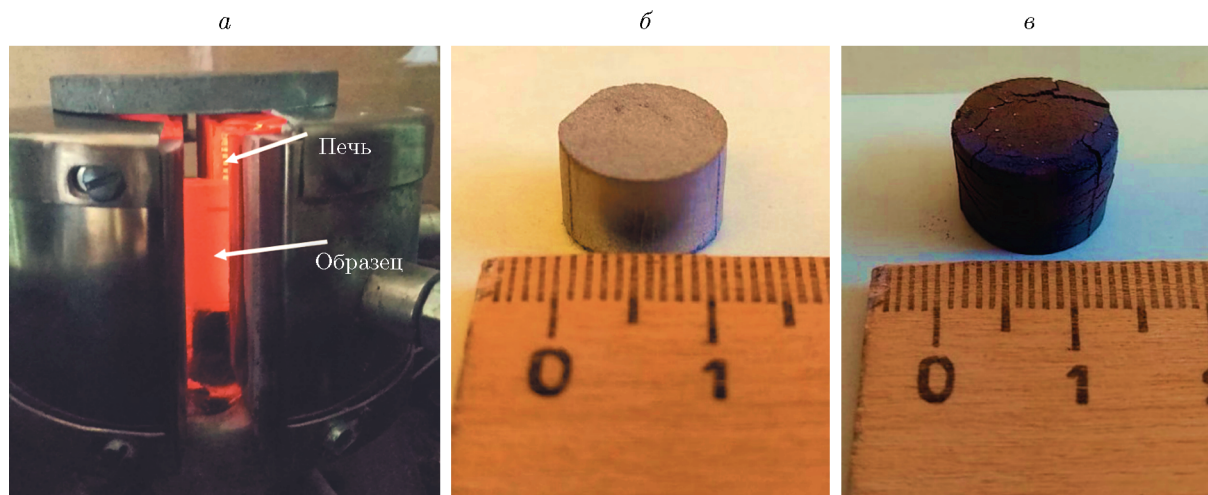


Рис. 1. Фотографии экспериментальной ячейки (а) и образца до (б) и после (в) эксперимента

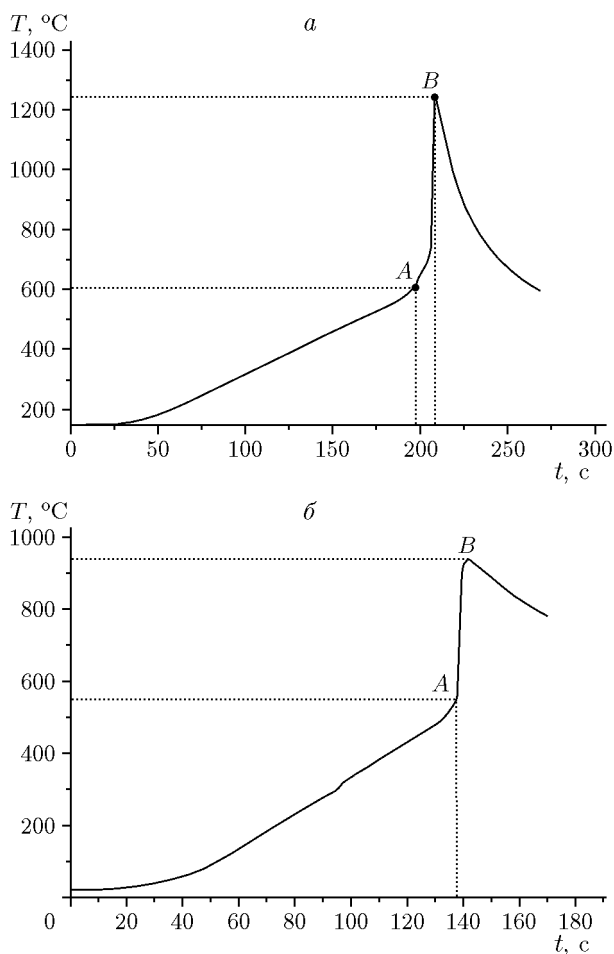


Рис. 2. Термограммы процесса горения образцов Ti—Al (а) и Ti—Al—Mn (б) в аргоне (1 атм)

адиабатическая температура горения заметно зависит от состава реакционной смеси. Расчёт конечного продукта синтеза осуществлялся на основе минимального потенциала термодинамического взаимодействия системы с включением всех потенциально возможных соединений и учетом всех концентраций, хранящихся в базе данных термодинамической информации. Расчет показал, что для составов TiAlMn , TiAlMn_2 , $\text{Ti}_3\text{Al}_3\text{Mn}_2$ адиабатическая температура горения ниже температуры плавления титана (1670°C) и марганца (1243°C) и составляет 802 , 627 и 908°C соответственно. Для сравнения, адиабатическая температура горения системы Ti—Al равна 1445°C .

Процесс горения (рис. 1,а) в исследуемой системе происходит весьма интенсивно в режиме теплового взрыва. Примесного газовыделения не наблюдается. Образец сохраняет свою форму и размеры (рис. 1,б,в) несмотря на то, что образуется несколько радиальных и коаксиальных трещин, по-видимому, связанных с релаксацией термонапряжений.

На рис. 2 представлены термограммы процесса горения образцов Ti—Al и Ti—Al—Mn . В случае Ti—Al при достижении образцом температуры 600°C (точка А) происходит резкий скачок температуры до 1240°C (точка В).

Введение в состав реакционной смеси марганца заметно снижает температуру горения. Температура инициирования реакции СВС в образце Ti—Al—Mn при скорости нагрева образца $300^\circ\text{C}/\text{мин}$ составляет $550 \div 560^\circ\text{C}$, а максимальная температура горе-

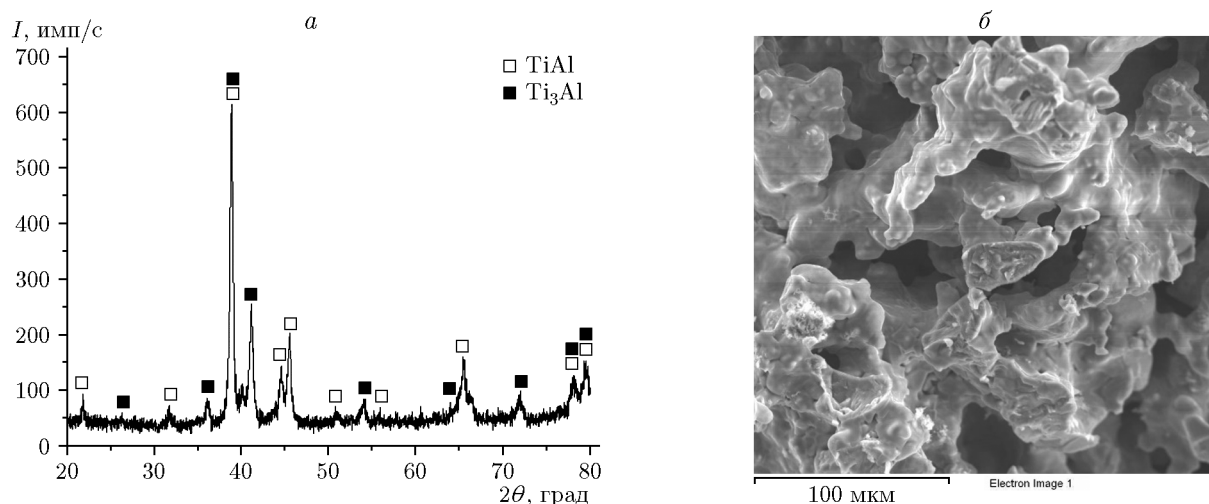


Рис. 3. Данные рентгенофазового анализа (а) и микрофотография структуры синтезированного продукта (б) на основе Ti—Al в среде аргона при давлении 1 атм

ния — 950°C , что ниже температуры плавления Mn (1243°C). Температура инициирования ниже температуры плавления алюминия (655°C), что может свидетельствовать о начале твердофазного протекания реакции [23].

На рис. 3 представлены данные рентгенофазового анализа исходной реакционной смеси (рис. 3,а) и микрофотография структуры синтезированного продукта на основе Ti—Al (рис. 3,б). Образуются только две интерметаллидные фазы Ti_3Al (α_2 -фаза) с гексагональной решеткой (пространственная группа $P63/mmc$) и TiAl (γ -фаза) с тетрагональной решеткой (пространственная группа $P4/mmm$). Продукт синтеза имеет развитую высокопористую структуру с размером пор до 100 мкм. Открытая пористость составляет 34.8 %, плотность 3.3 г/см^3 .

При введении в состав реакционной смеси марганца фазовый состав продукта синтеза существенно меняется.

Как видно из рис. 4, синтезированный продукт имеет в своем составе две основные фазы: $\text{TiMn}_{0.755}\text{Al}_{1.246}$ (PDF card 01-076-6381) с гексагональной плотнейшей упаковкой, пространственной группы $P63/mmc$ [22] и $\text{Al}_{2.68}\text{Mn}_{0.32}\text{Ti}$ (PDF card 00-051-1117) с кубической сверхструктурой $L1_2$, пространственной группы $Pm3m$ [24], а также бинарную фазу Mn_3Al_2 . Положение пиков интенсивностей, соответствующих фазе $\text{Al}_{2.68}\text{Mn}_{0.32}\text{Ti}$, смещено влево. На дифрактограмме продуктов горения в системе Ti—Al—Mn присутствует заметный нелинейный фон, что может быть связано с на-

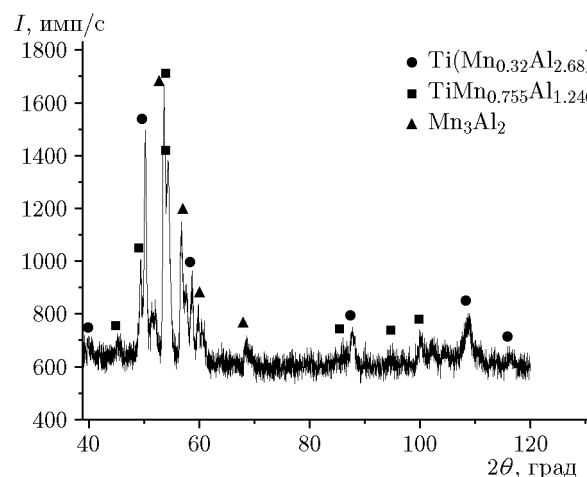


Рис. 4. Данные рентгенофазового анализа продуктов синтеза в системе Ti—Al—Mn

личием в образце аморфной фазы и с повышенной дефектностью материала вследствие смешения в барабанной мельнице.

На рис. 5,а представлена микрофотография поверхности излома синтезированных материалов на основе Ti—Al—Mn. Синтезированные образцы содержат поры размером до 400 мкм, открытая пористость составляет 41.1 %, закрытая — 4.2 %. По-видимому, этим обусловлены низкие значения прочности на сжатие синтезированного материала, равные $38 \div 45 \text{ МПа}$. Поры образуются в местах растворения вторичных фаз и, скорее всего, формируются в процессе гомогенизации в результате движения границы раздела между метал-

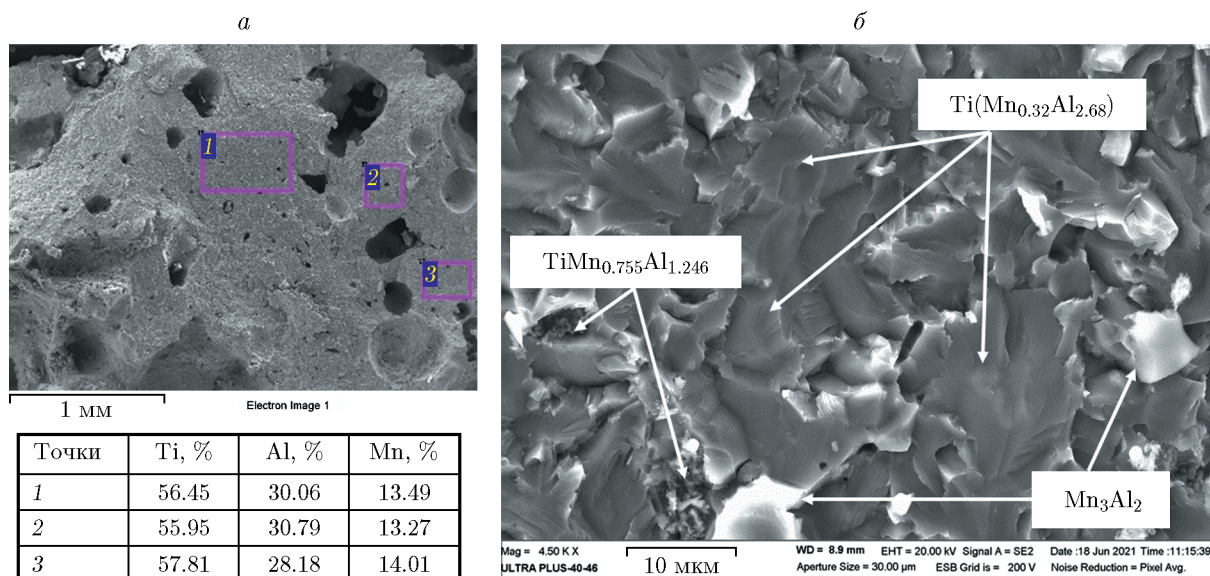


Рис. 5. Данные энергодисперсионного анализа (*a*) и микрофотография (*б*) поверхности излома синтезированного материала на основе Ti—Al—Mn

лами, возникающего вследствие разницы скоростей диффузии атомов металла по механизму Киркендалла.

Материал в межпоровом пространстве достаточно плотный и низкопористый (рис. 5, *б*). По данным энергодисперсионного анализа на поверхности излома можно идентифицировать зерна светлого серого цвета с повышенной массовой долей марганца (до 31.6 %), которые могут соответствовать фазе Mn_3Al_2 . Более темные зерна соответствуют фазам $Ti(Mn_{0.865}Al_{1.135})$ и $Al_{0.67}Mn_{0.08}Ti_{0.25}$. Общее содержание Mn в продукте синтеза составило (по массе) всего $13 \div 14$ % (см. рис. 5, *a*), что значительно ниже его массового содержания в исходной реакционной смеси (32.8 %). Скорее всего, потери Mn в сплаве в процессе СВС являются результатом его испарения даже при не очень высоких температурах [25].

Данные дифференциального термического анализа (ДТА) реакционной смеси состава (по массе) 42.9 % Ti, 24.3 % Al, 32.8 % Mn представлены на рис. 6. На кривой ДТА присутствуют эндо- и экзопики при температурах 653, 696 и 1265 °C, свидетельствующие о твердофазных превращениях.

Экзопик при 653 °C соответствует температуре плавления алюминия. Следующий интенсивный экзопик при 696 °C соответствует реакции Mn с Al с образованием интерметаллидной фазы $MnAl_x$. Согласно равновесной

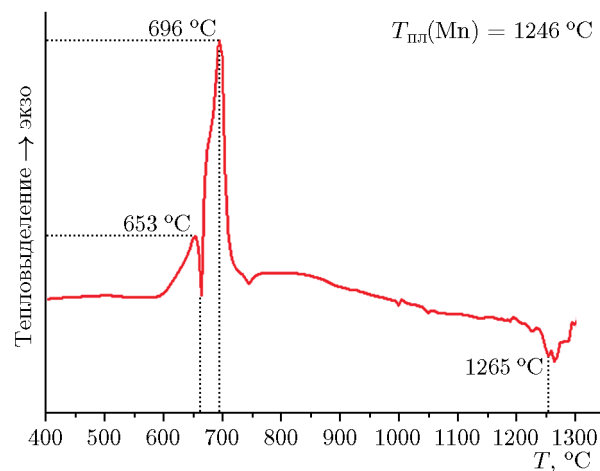


Рис. 6. Кривая дифференциального термического анализа образца на основе Ti—Al—Mn

диаграмме состояния Mn—Al [26], при 695 °C происходит изотермическое превращение: по перитектической реакции образуется орторомбическая фаза Al_6Mn , механизм образования которой подробно описан в [25]. В присутствии титана, скорее всего, образуется твердый раствор $(TiMn)Al_6$. При дальнейшем насыщении титаном твердого раствора формируется фаза $Al_{0.67}Mn_{0.08}Ti_{0.25}$.

Согласно данным ДТА плавление сплава происходит при 1265 °C. Плавлению соответствует относительно широкая эндотермическая впадина, которая заканчивается выше

1350 °С. Сплав начинает плавиться примерно при 1230 °С, что ниже температуры плавления марганца (1246 °С). В эндотерме явно наблюдается двойной пик плавления, что указывает на возможность протекания двух различных процессов плавления. Схожее поведение кривой ДТА для сплава аналогичного состава наблюдалось и в работе [15].

Исследование микроструктуры показывает, что существует незначительное количество образований размером до 10 мкм, характеризующихся как фаза, богатая Mn, что четко наблюдается как внутри, так и на границе матрицы на основе упорядоченной фазы TiAl. Можно предположить, что при нагреве реакционного образца на основе тройной системы Ti—Al—Mn в диапазоне температур 550 ÷ 590 °С реакция начинается с взаимодействия алюминия с марганцем и формирования промежуточной фазы, которая, вероятнее всего, является легкоплавким соединением $MnAl_x$, а также формирования соединения Al_3Ti с тетрагональной решеткой.

Температура горения системы 950 °С недостаточно высока для полного взаимодействия с образованием интерметаллидной фазы Mn_2Ti и растворением в ней алюминия с формированием твердого раствора $(Mn, Al)_2Ti$. Испарение марганца в процессе горения также привело к тому, что не удалось синтезировать сплав, соответствующий составу сплава $Ti_3Al_3Mn_2$.

ВЫВОДЫ

Методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в режиме теплового взрыва синтезирован продукт, состоящий из фазы $TiMn_{0.32}Al_{2.68}$ с кубической сверхструктурой $L1_2$, фазы $TiMn_{0.755}Al_{1.246}$ с гексагональной упаковкой и бинарной фазы Mn_3Al_2 . Показано, что при максимальной температуре 950 °С, достигнутой в процессе СВС в системе Ti—Al—Mn, не происходит полного взаимного растворения титана, марганца и алюминия. Предполагается, что это способствует образованию промежуточных интерметаллических фаз, которые могут существовать в равновесии с жидкой фазой вплоть до температуры плавления титана.

Авторы благодарят О. Д. Боярченко за выполнение микроструктурных исследований и И. Д. Ковалева за проведение рентгенофазового анализа.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications** / C. Leyens, M. Peters (Eds). — Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, 2003.
2. **Kothari K., Radhakrishnan R., Wereley N. M.** Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques // *Prog. Aerospace Sci.* — 2012. — V. 55. — P. 1–16. — DOI: 10.1016/j.paerosci.2012.04.001.
3. **Yogesha B., Bhattacharya S. S.** Superplastic behavior of a Ti–Al–Mn alloy // *J. Manuf. Sci. Prod.* — 2008. — V. 9, N 1-2. — P. 81–86. — DOI: 10.1515/IJMSP.2008.9.1-2.81.
4. **Mikhaylovskaya A. V., Mosleh A. O., Kotov A. D., Kwame J. S., Pourcelot T., Golovin I. S., Portnoy V. K.** Superplastic deformation behavior and microstructure evolution of near- α -Ti–Al–Mn alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2017. — V. 708. — P. 469–477. — DOI: 10.1016/j.msea.2017.10.017.
5. **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, N 11. — P. 1159–1166. — DOI: 10.2320/jinstmet1952.52.11.1159.
6. **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, N 8. — P. 816–825. — DOI: 10.2320/jinstmet1952.52.8.816.
7. **Dwight A. E.** Alloying behavior of zirconium, hafnium and the actinides in several series of isostructural compounds // *J. Less-Common Met.* — V. 34. — P. 279–284. — DOI: 10.1016/0022-5088(74)90170-2.
8. **Chakrabarti D. J.** Phase stability in ternary systems of transition elements with aluminum // *Metall. Mater. Trans. B.* — 1977. — V. 8. — P. 121–123. — DOI: 10.1007/BF02656360.
9. **Sun J., Lee C. S., Hu G. X.** The dependence of tensile behaviour of $L1_2$ compound $Al_{67}Ti_{25}Mn_8$ on the strain rate at 1173 K // *Scripta Mater.* — 1997. — V. 37, N 5. — P. 645–650. — DOI: 10.1016/S1359-6462(97)00149-8.
10. **Yan X.-L., Chen X.-Q., Grytsiv A., Rogl P., Podloucky R., Schmidt H., Giester G., Ding X.-Y.** On the ternary Laves phases $Ti(Mn_{1-x}Al_x)_2$ with $MgZn_2$ -type // *Intermetallics.* — 2008. — V. 16. — P. 16–26. — DOI: 10.1016/j.intermet.2007.07.005.
11. **Chen Z., Jones I. P., Small C. J.** Laves phase in Ti–42Al–10Mn alloy // *Scripta Mater.* — 1996. — V. 35, N 1. — P. 23–27. — DOI: 10.1016/1359-6462(96)00085-1.
12. **Luzhnikov L. P., Moiseyev V. N.** Alloys of the Ti–Al–Mn system // *Met. Sci. Heat Treat.* — 1961. — V. 3. — P. 310–314. — DOI: 10.1007/BF00810382.

13. **Kim Y. W., Dimiduk D. M.** Progress in the understanding of gamma titanium aluminides // JOM. — 1991. — V. 43, N 8. — P. 40–47. — DOI: 10.1007/BF03221103.
14. **Chan K. S.** Understanding fracture toughness in gamma TiAl // JOM. — 1992. — V. 44. — P. 30–38. — DOI: 10.1007/BF03223047.
15. **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, N 7. — P. 2931–2947. — DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00391-6.
16. **Tetsui T., Harada 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. — DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2012.12.003.
17. **Tang H. J., Lia X. B., Ma Y. C., Chen B., Xing W. W., Zhao P. X., Shu L., Zhang M. S., Liu K.** Multistep evolution of β_0 phase during isothermal annealing of Ti–42Al–5Mn alloy: Formation of Laves phase // Intermetallics. — 2020. — V. 126. — DOI: 10.1016/j.intermet.2020.106932.
18. **Pandey R., Guha S., Loutfy R., Withers J., Puszynski J., Stefansson B., Dowding R. L.** Modeling investigation into the shape, size and purity control of combustion synthesized intermetallic powders // Adv. Powder Metall. Part. Mater. — 1995. — V. 1. — P. 179–192.
19. **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, N 11. — P. 2229–2237. — DOI: 10.1016/j.intermet.2010.07.005.
20. **Raghavan V.** Al–Mn–Ti (Aluminum–Manganese–Titanium) // J. Phase Equilib. Diffus. — 2011. — V. 32. — P. 465–467. — DOI: 10.1007/s11669-011-9926-6.
21. **Liang Z., Miao J., Shi R., Williams J. C., Luo A. A.** CALPHAD modeling and experimental assessment of Ti–Al–Mn ternary system // Calphad. — 2018. — V. 63. — P. 126–133. — DOI: 10.1016/j.calphad.2018.09.002.
22. **Zhang S., Nic J., Mikkola D.** New cubic phases formed by alloying Al_3Ti with Mn and Cr // Scripta Metall. Mater. — 1990. — V. 24, N 1. — P. 57–62. — DOI: 10.1016/0956-716X(90)90566-Y.
23. **Мержанов А. Г., Письменская Е. Б., Пономарев В. И., Рогачев А. С.** Динамическая рентгенография фазовых превращений при синтезе интерметаллидов в режиме теплового взрыва // Докл. АН. — 1998. — Т. 363, № 2. — С. 203–207.
24. **Nakayama Y., Mabuchi H.** Formation of ternary L12 compounds in Al_3Ti -base alloys // Intermetallics. — 1993. — V. 1, N 1. — P. 41–48. — DOI: 10.1016/0966-9795(93)90020-V.
25. **Du Y., Wang J., Zhao J. R., Schuster J. C., Weitzer F., Schmid-Fetzer R., Ohno M., Xu H. H., Liu Z.-K., Shang S. L., Zhang W. Q.** Reassessment of the Al–Mn system and a thermodynamic description of the Al–Mg–Mn system // Int. J. Mater. Res. — 2007. — V. 98, N 9. — P. 855–871. — DOI: 10.3139/146.101547.
26. **Grushko B., Balanetsky S.** A study of phase equilibria in the Al-rich part of the Al–Mn alloy system // Int. J. Mater. Res. — 2008. — V. 99, N 12. — P. 1319–1323. — DOI: 10.3139/146.101768.

Поступила в редакцию 08.02.2022.

После доработки 29.04.2022.

Принята к публикации 22.06.2022.